

MASTERARBEIT

Herr B. Eng.
Sascha Schwind

Hochgeschwindigkeitslaser- schweißen mit einem 3kW Monomode Faserlaser

Mittweida, 2013

MASTERARBEIT

Hochgeschwindigkeitslaser- schweißen mit einem 3kW Monomode Faserlaser

Autor:

Herr B. Eng.

Sascha Schwind

Studiengang:

Maschinenbau

Seminargruppe:

MB10w1-M

Erstprüfer:

Prof. Dr.-Ing Peter Hübner

Zweitprüfer:

Prof. Dr.-Ing Udo Löschner

Einreichung:

Mittweida, 28. Juni 2013

Verteidigung/Bewertung:

Mittweida, 2013

Engineering Faculty

MASTER THESIS

High-speed laser welding using a 3 kW single-mode fiber laser

author:

Mr. B. Eng.

Sascha Schwind

course of studies:

Mecanical Engineering

seminar group:

MB10W1-M

first examiner:

Prof. Dr.-Ing Peter Hübner

second examiner:

Prof. Dr.-Ing Udo Löschner

submission:

Mittweida, 28. June 2013

defence/ evaluation:

Mittweida, 2013

Bibliografische Beschreibung:

Schwind, Sascha:

Hochgeschwindigkeitslaserschweißen mit einem 3 kW Monomode Faserlaser. - 2013. - 9, 72, 2 S.

Mittweida, Hochschule Mittweida (FH), Fakultät Maschinenbau, Masterarbeit, 2013

Referat:

Ziel der Masterarbeit ist es Untersuchungen zum Hochgeschwindigkeitslaserschweißen mit einem 3 kW Monomode Faserlaser durchzuführen. Dabei werden die Werkstoffe X5CrNi18-10 und 22MnB5 in den Materialstärken 1 mm – 3 mm untersucht. Es wird besonders auf die Effekte Humping und Spiking eingegangen. In grundlegenden Untersuchungen mittels F-Theta Optik und einem Galvanometerscanner wird ein Überblick für die Schweißparameter Schweißgeschwindigkeit, Laserleistung und Intensität erarbeitet. Weiterführende Untersuchungen behandeln den Einfluss von stechender und schleppender Prozessführung sowie einer Cross- Düse. Abschließend wird die Festigkeit der erzeugten Schweißnähte mittels Mikrohärte und Zugversuch bewertet.

Danksagung

Mit den ersten Worten dieser Masterarbeit möchte ich mich bei all denjenigen bedanken, die mich während meiner Zeit im Laserinstitut der Hochschule Mittweida unterstützt haben.

An erster Stelle danke ich meinen Betreuern. Herrn Prof. Dr.-Ing. Peter Hübner für die zahlreichen motivierenden und inspirierenden Diskussionen. Ebenso Herrn Prof. Dr.-Ing. Udo Löschner für die interessante Aufgabenstellung sowie der stets bereitwilligen Unterstützung bei der Interpretation und Dokumentation der Untersuchungen.

Ich danke allen Labormitarbeitern und Studenten des Laserinstitutes für die vielseitige Unterstützung und entspannte Arbeitsatmosphäre. Ein besonderer Dank geht dabei an Herrn Dipl.-Ing. (FH) Lars Hartwig für die abwechslungsreiche Einarbeitungszeit und die ideenreiche Unterstützung bei der Versuchsplanung und -durchführung. Ebenso möchte ich mich bei Herrn Alexander Thurm für den Beistand und die entspannten Gespräche bei den zahllosen Versuchen bedanken.

Für ihre uneingeschränkte Hilfe möchte ich mich bei allen Mitarbeitern der Fachgruppe Werkstofftechnik der Hochschule Mittweida bedanken. Nur durch ihre Unterstützung war es erst möglich die Festigkeitsuntersuchungen durchzuführen und zu interpretieren. Überaus dankbar bin ich dabei Herrn Dipl.-Ing. Andreas Eysert, der mir mit viel Geduld und Hingabe einen Einblick in die Metallografie gab. Das dabei erlangte Wissen ist für mich unschätzbar wertvoll.

Mein besonderer Dank gilt meiner Familie, die mich stets verständnisvoll unterstützte und motivierte und so zur Entstehung der Arbeit beigetragen hat.

Mittweida, Juni 2013

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	I
Abbildungsverzeichnis	III
Tabellenverzeichnis	VI
Abkürzungsverzeichnis	VII
Formelverzeichnis.....	VIII
1 Einleitung.....	1
1.1 Motivation.....	1
1.2 Aufgabenstellung und Ziele der Arbeit.....	2
2 Grundlagen	3
2.1 Schweißen und Schweißbarkeit	3
2.2 Der Laser als Werkzeug	5
2.2.1 Lasermaterialbearbeitungsprinzip.....	5
2.2.2 Faserlaser	6
2.3 Laserstrahltiefschweißen.....	7
3 Entwicklung und Stand der Technik	9
3.1 Hochgeschwindigkeitslaserschweißen	9
3.2 Prozessfenster begrenzende Nahteigenschaft Humping	10
4 Untersuchungen.....	13
4.1 Versuchsanordnung	13
4.2 Probenkörper	14
4.2.1 Geometrie	14
4.2.2 Werkstoff X5CrNi18-10.....	15
4.2.3 Werkstoff 22MnB5.....	17
4.3 Versuchsaufbau	20
4.4 Parameter	25
5 Ergebnisse.....	31
5.1 Grundlageuntersuchungen mit Galvanometerscanner und F-Theta Optik ..	31

5.1.1	Durchschweißung / Spiking	31
5.1.2	Humping.....	34
5.1.3	Schweißnahtgeometrie.....	37
5.2	Weiterführende Untersuchungen mit Schweißkopf und X-Y- Achssystem ..	45
5.2.1	Stechende- und schleppende Prozessführung	46
5.2.2	Einfluss der Cross-Düse.....	50
5.2.3	Einstrahlung bis 60°	53
5.2.4	Anwendung des Schutzgases Stickstoff.....	55
5.2.5	Festigkeitsuntersuchungen an Stumpfstoßverbindungen	57
6	Beschreibung des optimierten Prozessfensters.....	68
7	Zusammenfassung und Ausblick.....	71
	Literaturverzeichnis	XI
	Anlagen	XV
	Selbstständigkeitserklärung	XVII

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Schweißbarkeit	3
Abbildung 2: Faserlaserprinzip und Faseraufbau	6
Abbildung 3: Tiefschweißprozess	7
Abbildung 4: Stoßarten für das Laserstrahl-tiefschweißen	8
Abbildung 5: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Einschweißtiefe	9
Abbildung 6: Schweißnaht mit Humping	11
Abbildung 7: Versuchsanordnung	13
Abbildung 8: X5CrNi18-10 Grundwerkstoffgefüge	16
Abbildung 9: 22MnB5, Gefüge im Randbereich	18
Abbildung 10: Versuchsaufbau für Grundlageuntersuchungen	20
Abbildung 11: Versuchsaufbau der weiterführenden Untersuchungen	21
Abbildung 12: YRL 3000 SM	21
Abbildung 13: Schematische Funktion eines F-Theta Objektives	23
Abbildung 14: Cross- Düse	24
Abbildung 15: Stumpfstoßschweißvorrichtung	25
Abbildung 16: Stumpfstoßschweißvorrichtung für Zugversuchsproben	25
Abbildung 17: Nomenklatur der Proben	26
Abbildung 18: Spiking schematisch	26
Abbildung 19: Wurzel mit Spiking	27
Abbildung 20: Strahlquerschnitt bei senkrechter- und schräger Einstrahlung	27
Abbildung 21: Stechende und schleppende Prozessführung	29
Abbildung 22: Anordnung der Cross- Düse und verwendete Parameter	29
Abbildung 23: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Spitzenintensität, Laserleistung, Materialstärke, Werkstoff bei $d_{0,86} = 65 \mu\text{m}$	31
Abbildung 24: Nahtaussehen bei maximalen Geschwindigkeiten	32
Abbildung 25: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Spitzenintensität, Laserleistung, Materialstärke, Werkstoff bei $d_{0,86} = 21 \mu\text{m}$	33
Abbildung 26: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Strahlfleckdurchmesser, Materialstärke, Werkstoff	34
Abbildung 27: Allmähliches Auftreten von Humping	35
Abbildung 28: Geschwindigkeitssteigerung bei ausgeprägtem Humping	35
Abbildung 29: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Laserleistung, Intensität	35

Abbildung 30: Humping in Abhängigkeit von Materialstärke, Laserleistung, Intensität	36
Abbildung 31: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Materialstärke, Werkstoff	37
Abbildung 32: Schweißnahtgeometrie an metallografischem Querschliff	37
Abbildung 33: Nahtbreite in Abhängigkeit von Schweißgeschwindigkeit, Laserleistung, Strahlfleckdurchmesser	38
Abbildung 34: Nahtüberhöhung in Abhängigkeit der Materialstärke	40
Abbildung 35: Geometrie der Nahtüberhöhung in Abhängigkeit von Laserleistung, Schweißgeschwindigkeit, Materialstärke, Werkstoff	41
Abbildung 36: Wurzelüberhöhung in Abhängigkeit von Intensität, Materialstärke, Werkstoff	42
Abbildung 37: Wurzelgeometrie in Abhängigkeit der Schweißparameter	44
Abbildung 38: Zinkschicht an der wurzelseitigen Fusionslinie	44
Abbildung 39: Vergleich der maximalen Schweißgeschwindigkeit für Scanner und Festoptik	46
Abbildung 40: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Einstrahlwinkel, Laserleistung	47
Abbildung 41: Schematische Darstellung des Strömungsverhaltens in Abhängigkeit der Prozessführung	48
Abbildung 42: Dampfplasmafakelausprägung in Abhängigkeit der Prozessführung (schematisch)	49
Abbildung 43: Schematische Darstellung der Bearbeitung mit Cross- Düse	50
Abbildung 44: Ausprägung der Dampfplasmafackel in Abhängigkeit Cross- Düsenanordnung	51
Abbildung 45: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Leistung und Verwendung einer Cross- Düse	52
Abbildung 46: Dampfplasmafackel in Abhängigkeit des Einstrahlwinkels	53
Abbildung 47: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Einstrahlwinkel, Intensität, stechender Prozessführung	54
Abbildung 48: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Laserleistung, Intensität, Materialstärke, Werkstoff	55
Abbildung 49: Schutzgaswirkung auf X5CrNi18-10	56
Abbildung 50: Schweißnahtprüfung zum Nachweis von Nitriden an X5CrNi18-10	56
Abbildung 51: Gefügebeurteilung der Schweißnaht und WEZ	58
Abbildung 52: Anordnung der Mikrohärteprüfpunkte und WEZ im Wurzelbereich des 22MnB5	59
Abbildung 53: Härteverlauf am Werkstoff 22MnB5	60

Abbildung 54: Anordnung der Mikrohärteprüfpunkte des X5CrNi18-10.....	62
Abbildung 55: Härteverlauf am Werkstoff X5CrNi18-10.....	63
Abbildung 56: Zugproben des 22MnB5	64
Abbildung 57: Bruch an einer Stumpfschweißnaht	64
Abbildung 58: Spannungs- Dehnungsdiagramm für den Werkstoff 22MnB5.....	65
Abbildung 59: Zugproben des X5CrNi18-10	66
Abbildung 60: Spannungs- Dehnungsdiagramm für den Werkstoff X5CrNi18-10	67
Abbildung 61: Vergleich des optimierten und nicht optimierten Prozessfensters	69
Abbildung 62: Vergleich der optimierten und nicht optimierten Schweißnähte im Längsschliff	70

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Probengeometrie	15
Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffes X5CrNi18-10	17
Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffes 22MnB5	19
Tabelle 4: Verwendete Kollimatoren.....	22
Tabelle 5: Verwendete Fokussieroptiken.....	22
Tabelle 6: Einstrahlwinkel und resultierender Strahlquerschnitt.....	28
Tabelle 7: Gewählte Schweißgeschwindigkeiten	28
Tabelle 8: Zusammenfassung der Versuchsparameter	30
Tabelle 9: Erreichte Nahtbreiten	39
Tabelle 10: Intensität in Abhängigkeit des Einstrahlwinkels	47

Abkürzungsverzeichnis

Abkürzung	Bedeutung
B	Bor
C	Kohlenstoff
Cr	Chrom
DIN	Deutsches Institut für Normung
EN	Europäische Norm
Fe	Eisen
GW	Grundwerkstoff
ISO	International Organization for Standardization
Mn	Mangan
Mo	Molybdän
MSG	Metallschutzgasschweißverfahren
N ₂	Stickstoff
Nb	Niob
Ni	Nickel
O ₂	Sauerstoff
P	Phosphor
S	Schwefel
Si	Silizium
Ti	Titan
TEM00	Idealer Laserstrahl
WEZ	Wärmeeinflusszone
Zn	Zink
ZTU	Zeit- Temperatur- Umwandlungs- Schaubild

Formelverzeichnis

Symbol		Bedeutung
α	[°]	Einstrahlwinkel
α_{OPT}	-	Werkstoffabhängiger Absorptionskoeffizient
β	[°]	Anstellwinkel
η	-	Wirkungsgrad
A	[mm ² , cm ²]	Querschnitt / Fläche
A_{80}, A_{min}	[%]	Bruchdehnung
b	[mm]	Nahtbreite
$d_{0,86}$	[μm]	Fokusedurchmesser
f	[mm]	Brennweite
F	[N]	Kraft
F_2	-	Nahtformfaktor für zweidimensionale Wärmeableitung
F_3	-	Nahtformfaktor für dreidimensionale Wärmeableitung
h	[mm]	Nahtüberhöhung
H_B	[N/mm ²]	Bainithärte
H_M	[N/mm ²]	Martensithärte
h_w	[mm]	Wurzelüberhöhung / -rückfall
HRC	[N/mm ²]	Härtewert nach ROCKWELL
HV	[N/mm ²]	Härtewert nach VICKERS
HV0,1	[N/mm ²]	Härtewert nach VICKERS, Prüfkraft = 0,1 N
HV0,2	[N/mm ²]	Härtewert nach VICKERS, Prüfkraft = 0,2 N
I_0	[W/cm ²]	Spitzenintensität
I_A	[W/cm ²]	Intensität; Anteil: Absorption
I_R	[W/cm ²]	Intensität; Anteil: Reflexion
I_S	[W/cm ²]	Schwellintensität

I_T	[W/cm ²]	Intensität; Anteil: Transmittion
l_1, l_2	[mm]	Düsenabstand
M^2	-	Strahlqualität
P	[W, kW]	Laserleistung
Q	[kJ/cm]	Streckenenergie
R_a	[μm]	Rauheit
R_m	[N/mm ²]	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	[N/mm ²]	Dehngrenze
s	[mm]	Schmelzzonentiefe
t	[mm]	Materialstärke
t_B	[s]	Kritische Abkühlzeit für die Bildung von 100% Bainit
t_{grenz}	[mm]	Grenzblechstärke für zwei- und dreidimensionale Wärmeableitung
t_M	[s]	Kritische Abkühlzeit für die Bildung von 100% Martensit
T_s	[C°]	Schmelztemperatur
T_0	[C°]	Vorwärmtemperatur
$t_{8/5}$	[s]	Abkühlzeit nach $t_{8/5}$ - Konzept
$t_{8/5} \text{ 2D}$	[s]	Abkühlzeit nach $t_{8/5}$ - Konzept für zweidimensionale Wärmeableitung
$t_{8/5} \text{ 3D}$	[s]	Abkühlzeit nach $t_{8/5}$ - Konzept für dreidimensionale Wärmeableitung
v	[mm/s]	Schweißgeschwindigkeit
V	[l]	Gasvolumen
w	[°]	Strahlradius
z_R	[mm]	Raleighlänge

1 Einleitung

1.1 Motivation

Im Maschinen- und Apparatebau sowie im Fahrzeugbau wird das Schweißen als dominierendes Fügeverfahren eingesetzt [1]. Durch zunehmenden Wettbewerbsdruck in der Industrie wird jedoch die Weiterentwicklung bestehender Verfahren bzw. die Einführung neuer Fertigungsverfahren gefordert. Es ist bekannt, dass die Bearbeitungszeit ein maßgebender Faktor für Fertigungskosten. Somit wird davon ausgegangen, dass mit der Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit die Fertigungskosten reduziert werden können. Wobei die Schweißbarkeit und die Erzeugung qualitätsgerechter Bauteile im Vordergrund stehen.

Durch die Substitution von konventionellen Schweißverfahren wie bspw. WIG oder MIG durch Laserschweißen oder Hybridtechnologien ist im Fahrzeug- oder Anlagenbau dieser Schritt zur Kostenoptimierung schon seit geraumer Zeit vollzogen worden. Hierbei kommen größtenteils CO₂ sowie Nd:YAG Strahlquellen zum Einsatz. Eine weitere Produktivitäts- und Qualitätssteigerung wird jedoch durch die Verwendung des Faserlasers erwartet.

Durch stetig ansteigende Anforderungen an Bauteile werden jedoch auch die Anforderungen an die Fügeverfahren erhöht. Mit Faserlasern können hochbrillante Strahlqualitäten von $M^2 = 1,1$ bis 1,25 [2] mit einem verhältnismäßig hohen Wirkungsgrad von bis zu 40 % erreicht werden. Dadurch besteht die Möglichkeit mit geringen Fokusburchmessern bis zu wenigen Mikrometern hohe Leistungen im Kilowattbereich auf dem Werkstück umzusetzen. Die daraus resultierenden hohen Intensitäten führen wiederum zu hohen Einschweißtiefen und Schweißgeschwindigkeiten beim Schmelzschweißen.

Aktuell werden Schweißgeschwindigkeiten von mehr als 10 m/min prozesssicher industriell angewandt. Im Sinne der Verringerung der Produktionszeit werden jedoch höhere Prozessgeschwindigkeiten verlangt. Mit der sich rasch entwickelnden Anlagentechnik lassen sich Vorschubgeschwindigkeiten von bis zu 120 m/min auch für Schweißaufgaben umsetzen. In diesen Geschwindigkeitsbereichen kann jedoch zum Zeitpunkt die Prozesssicherheit für Schweißaufgaben nicht gewährleistet werden.

Zudem nehmen auch die konstruktiven Anforderungen an Bauteile jeglicher Art zu. Unter anderem werden für kleine Bauteile schmalere Schweißnähte mit schmalere Wärmebeeinflussten Bereichen (WEZ) gefordert. Es besteht jedoch die Möglichkeit, für hohe Härtegradienten im Bereich der Schweißnaht. Dadurch wird wiederum Einfluss auf die Bauteilfestigkeit und Lebensdauer von dynamisch belasteten Konstruktionen genommen.

Bisher ist die industrielle Anwendung des Faserlasers bei Mikrobearbeitungen zu finden. Im Bereich der Makrobearbeitung hat sich der Faserlaser bisher nicht durchge-

setzt, denn einige Fragestellungen zu dessen Einsatz sind noch nicht vollständig geklärt. Beispielsweise das Verhalten von Werkstoffen und Bauteilen unter hohen Prozessgeschwindigkeiten oder die Wechselwirkungen verschiedener Prozesskenngrößen beim Laserschweißen. Aus diesem Grund wird am Laserinstitut der Hochschule Mittweida im Rahmen des Projektes IP Transfer im Bereich der Hochrate- Laserbearbeitung geforscht.

1.2 Aufgabenstellung und Ziele der Arbeit

In der hier vorliegenden Arbeit sollen grundlegende und weiterführende Untersuchungen zum Hochgeschwindigkeitsschweißen mit einem 3kW Monomode Faserlaser durchgeführt werden. Im Ergebnis der Untersuchungen sollen Verfahrensparameter stehen, mit welchen eine prozesssichere Schweißung für Stumpfstöße realisiert werden können.

In den grundlegenden Untersuchungen soll experimentell über eine Variation mehrerer Parameter die größtmögliche Schweißgeschwindigkeit ermittelt werden. Dazu werden die Materialien X5CrNi18-10 (1.4301) und 22MnB5 in definierten Materialstärken verwendet. Es sollen die Einflüsse von applizierter Laserleistung, wirkendem Fokushdurchmesser ($d_{0,86}$), respektive der Intensität und maximal umsetzbarer Schweißgeschwindigkeit geklärt werden. Dies soll mit einem Galvanometerscanner und einer F-Theta Optik durchgeführt werden. Dabei sollen Vorschubgeschwindigkeiten im Bereich von 60 m/min bis 120 m/min [3] realisiert werden.

Um die Verfahrensgrenzen zu identifizieren, soll in besonderer Form auf Schweißnahtunregelmäßigkeiten wie bspw. Humping oder ungenügende Durchschweißung (Spiking) geachtet werden. Diese Untersuchungen sollen zunächst im Blindschweißversuch durchgeführt werden.

Weiterführende Untersuchungen sollen den Einfluss von stechender und schleppender Prozessführung beleuchten. Zudem soll durch die Manipulation der, beim Laserstrahl-tiefschweißen entstehenden, Dampfplasmafackel weiteres Optimierungspotential geklärt werden. Dazu wird eine feststehende Schweißoptik in Verbindung mit einem Line-arachssystem für Blindschweißungen verwendet.

Anschließend sollen die erarbeiteten Parameter auf Stumpfstoßschweißungen übertragen werden. Eine Verifikation der ermittelten Schweißparameter und der dabei entstehenden Schweißverbindungen soll mit Hilfe von Härte- und Zugfestigkeitsuntersuchungen durchgeführt werden.

2 Grundlagen

2.1 Schweißen und Schweißbarkeit

Schweißen wird in der Fertigungstechnik nach [4] in die Hauptgruppe 4 „Fügen“ eingegliedert [5]. Eine genauere Definition des Begriffes wird nach [6] mit: „Fügeprozess, bei dem zwei oder mehr Teile verbunden werden, wobei eine Kontinuität der Werkstoffe der zu verbindenden Teile hergestellt wird, unter Anwendung von Wärme oder Kraft oder beiden und mit oder ohne Schweißzusatzwerkstoff“ gegeben.

Die vorliegende Arbeit befasst sich ausschließlich mit Laserschweißen, welches zu der Gruppe der Schmelzschweißverfahren zu zählen ist. Unter Schmelzschweißen versteht man: „Das Schweißen ohne Aufwenden äußerer Kraft, wobei die Fügeflächen angeschmolzen werden müssen. Gewöhnlich, jedoch nicht notwendigerweise, wird geschmolzener Schweißzusatz zugeführt“ [7].

Es lassen sich jedoch nicht alle Fügepartner durch schweißen problemlos verbinden [8]. Denn um eine gebrauchstaugliche Schweißnaht zu erzeugen ist eine Vielzahl an Randbedingungen einzuhalten. Dazu bedarf es der Kenntnis über die Schweißbarkeit der Werkstücke. Abbildung 1 [5] zeigt die drei dabei auftretenden Faktoren, die die Schweißbarkeit eines Bauteiles beeinflussen.

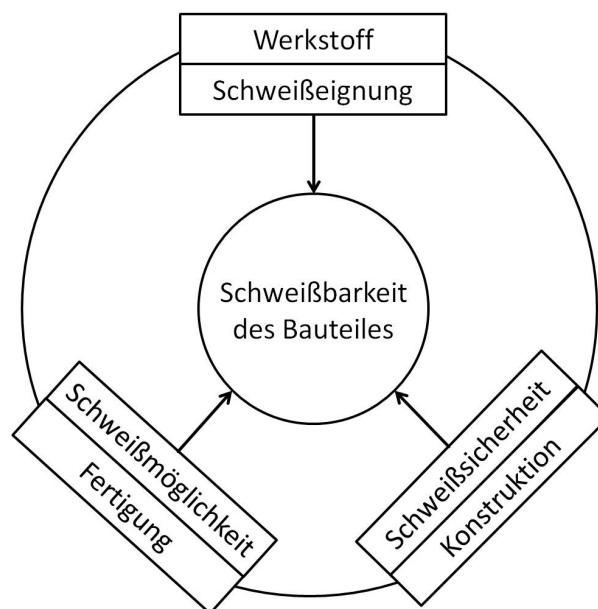


Abbildung 1: Schweißbarkeit

Die Schweißbarkeit ist nach [1] wie folgt definiert: „Die Schweißbarkeit eines Bauteils aus metallischem Werkstoff ist vorhanden, wenn der Stoffschluss durch Schweißen mit einem gegebenen Schweißverfahren bei Beachtung eines geeigneten Fertigungsablaufs erreicht werden kann. Dabei muss die Schweißung hinsichtlich ihrer örtlichen

Eigenschaften und ihres Einflusses auf die Konstruktion, die gestellten Anforderungen erfüllen.“

Nachstehend werden die einzelnen Faktoren der Schweißbarkeit erläutert. Ein Großteil der Aussagen zur Schweißeignung können lediglich tendenziell gegeben werden. Dabei ist zu beachten, dass das Verhalten einer Schweißnaht stark von einer Vielzahl an Rahmenbedingungen und deren Wechselwirkungen untereinander abhängt.

Werkstoff

Die werkstoffabhängige Schweißbarkeit basiert auf der chemischen Zusammensetzung sowie metallurgischen und physikalischen Eigenschaften. Hierfür muss beim Fügen ein geeignetes Energie- Zeit- Regime vorliegen. Dabei ist entscheidend, welche Abkühlbedingungen vorliegen. Eine zu langsame Abkühlzeit führt zu einem Abfall der Kerbschlagzähigkeit und der Streckgrenze in der WEZ. Hohe Abkühlzeiten können zu Härterissen oder wasserstoffinduzierter Rissbildung führen. Mit Hilfe des $T_{8/5}$ - Konzeptes kann ein geeignetes Abkühlregime ermittelt werden. Dabei wird die Abkühlzeit betrachtet, die benötigt wird um die Temperatur der Fügestelle von 800 C° auf 500 C° zu senken. Des Weiteren können Werkstoffe, aufgrund der chemischen Zusammensetzung, zu Heiß- oder Kaltrissen, Grobkornbildung oder Sigmaphasenbildung neigen. Gefügebetrachtungen in dieser Hinsicht können für hochlegierte Chrom- Nickel- Stähle mit Hilfe des Schaeffler- Diagrammes durchgeführt werden. [8, 9]

Fertigung

Die fertigungstechnischen Einflüsse auf die Schweißbarkeit werden durch die Nahtvorbereitung, den Schweißprozess und die Nachbehandlung definiert. Zur Vorbereitung werden neben einer geeigneten Vorwärmtemperatur auch Stoßart und Fugenform sowie Zusatz- und Hilfsstoffe gezählt. Der Schweißprozess ist maßgeblich durch die genutzte Technologie geprägt. Dabei muss eine geeignete Wärmeeinbringung und Wärmeabfuhr erfolgen, um die Rissanfälligkeit und unerwünschte Gefügezustände zu unterbinden. Über die Prozessparameter können u.a. Schmelzfluss oder Nahtgeometrie beeinflusst werden [8]. Um Schweißnahtunregelmäßigkeiten oder Verformungen zu verhindern ist eine geeignete Schweißfolge, besonders bei größeren Schweißkonstruktionen, erforderlich. Eine Nachbehandlung kann durch Nachwärmen oder eine mechanische Bearbeitung durchgeführt werden.

Konstruktion

Konstruktive Maßnahmen zur Gewährleistung der Schweißbarkeit sind die Stoßart, Nahtart und Fugenvorbereitung. Dabei ist auf einen geeigneten Kraftfluss in der Schweißnaht sowie auf die Bauteilfestigkeit zu achten. Besonders die Bauteilgeometrie kann durch den Einfluss des thermomechanischen Verhaltens der Schweißnaht während der Erstarrung Änderungen aufweisen. Als Resultat entstehen Bauteilverspannungen und Verzug. [1]

Um den Grenzbereich der Schweißbarkeit zu definieren, wird nach [11] in sechs Gruppen von Unregelmäßigkeiten unterschieden.

- Risse
- Hohlräume
- Feste Einschlüsse
- Bindefehler / ungenügende Durchschweißung
- Form und Maßabweichungen
- Sonstige Unregelmäßigkeiten

2.2 Der Laser als Werkzeug

2.2.1 Lasermaterialbearbeitungsprinzip

Das Prinzip der Lasermaterialbearbeitung basiert auf der Umwandlung elektromagnetischer Strahlungsenergie in andere Energieformen im Werkstück. Dabei wird je nach emittierter Wellenlänge die molekulare Bindung der Werkstoffe aufgelöst oder durch thermische Energie der Gefüge- oder Aggregatzustand geändert.

Unter der Annahme einer Gaußverteilten Strahlung (TEM00) wird die Spitzenintensität der Strahlung über

$$I_0 = \frac{2 \cdot P}{\pi \cdot w^2} \quad \text{Gleichung (1)}$$

beschrieben. Wobei P die applizierte Leistung im wirkenden Strahlradius w ist. Mit:

$$\frac{I_R}{I_0} + \frac{I_A}{I_0} + \frac{I_T}{I_0} = 1 \quad \text{Gleichung (2)}$$

respektive

$$R + A + T = 1 \quad \text{Gleichung (3)}$$

wird deutlich, dass Anteile von I_0 durch Reflexion (I_R , R) und Transmission (I_T , T) nicht ins Material eingekoppelt werden. Der reflektierte Anteil der Laserstrahlung kann über sogenannte Fresnelkoeffizienten beschrieben werden. Diese sind abhängig vom Einfallswinkel, der Polarisierung sowie von Materialeigenschaften. Die Absorption der Laserstrahlung im Material wird über den Absorptionsgrad bzw. -koeffizienten beschrieben. Dieser ist u.a. abhängig von der Wellenlänge und der Temperatur des Werkstoffs. Über das Lambert-Beer'sche Gesetz wird mit

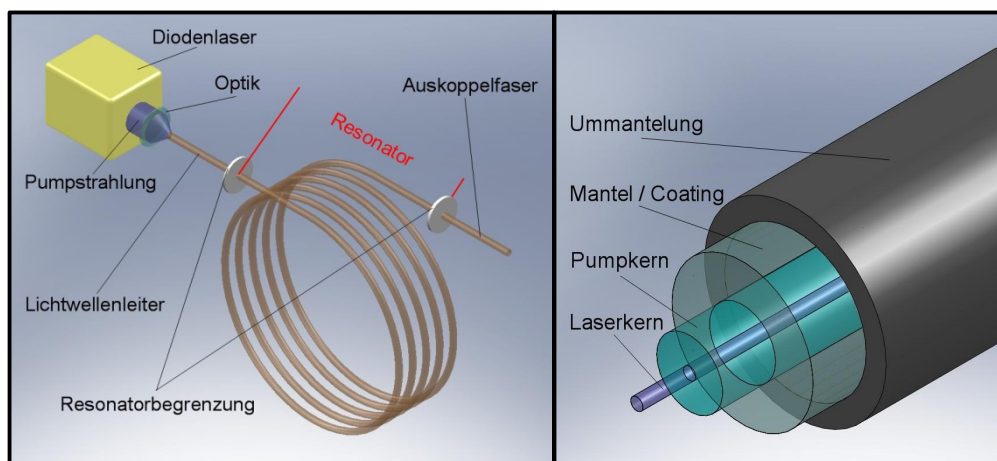
$$I(z) = (1 - R) \cdot I_0 \cdot e^{-\alpha_{opt} \cdot z} \quad \text{Gleichung (4)}$$

die durch die Reflexion abgeschwächte und in das Werkstück eingekoppelte Intensität beschrieben. Dabei beschreibt α_{opt} den werkstoffabhängigen Absorptionskoeffizient und z die Entfernung zur Betrachtungsebene [vgl. 12]. Aufgrund der mathematischen Zusammenhänge geht daraus hervor, dass ein Teil der Intensität immer durch das Werkstück transmittiert wird.

Die, über diesen Weg, in das Werkstück eingebrachte Energie macht den Laser zu einem flexiblen Werkzeug, besonders geeignet für Mehrfachnutzung und Automatisierung. Das Werkzeug „Laserstrahl“ unterliegt keinem Verschleiß, lässt sich fein dosieren, an schwer zugänglichen Stellen einsetzen, ist trägheitsfrei und kann dadurch mit hohen Geschwindigkeiten bewegt werden. Für die praktische Anwendung bedeutet dies eine berührungslose und mit nur lokalem Wärmeeintrag verbundene Bearbeitung. [13]

2.2.2 Faserlaser

Der Faserlaser gewinnt durch seine Eigenschaften, wie hohe Strahlqualität und hohen Wirkungsgrad, in der industriellen Anwendung zunehmend an Bedeutung. Er ist eine spezielle Art der diodengepumpten Festkörperlaser. Durch den Aufbau des Lasers mit dem laseraktiven Medium in einer Faser können die thermischen Probleme herkömmlicher Festkörperlaser bei der Erzeugung hoher Leistungen umgangen werden. Abbildung 2 [15] zeigt den prinzipiellen Aufbau eines diodengepumpten Faserlasers sowie den schematischen Aufbau der Faser.



links: Faserlaserprinzip, rechts: Doppelkernfaser

Abbildung 2: Faserlaserprinzip und Faseraufbau

Dabei wird die Pumpstrahlung eines Diodenlasers in den Wellenleiter eingespeist. In dieser Faser befindet sich das laseraktive Medium. Diese sogenannte Doppelkernfaser besteht aus einem Kern, einem zweiten Pumpkern, einem Mantel und einer Ummantelung. Die Faser bestimmt anhand ihrer Geometrie die Strahleigenschaften und –qualität. Für monomode Faserlaser ist sie so konstruiert, dass sich im Faserkern nur der transversale Grundmode ausbreiten kann, wodurch die hohe Strahlqualität (Monomode bzw. TEM 00) resultiert. Die Kerne besitzen einen hohen Brechungsindex. Der Mantel hingegen besitzt einen geringeren Brechungsindex. So unterliegt die geführte Strahlung in den Kernen an der Grenzfläche zum Mantel einer Totalreflexion. Der Pumpkern ist erforderlich um die Strahlung von Hochleistungslaserdioden in die Faser einkoppeln zu können. Die Ummantelung dient dem mechanischen Schutz der Faser. [14, 15, 16, 17]

Ein Teil der Pumpstrahlung wird in Wärme umgewandelt und kann thermooptische Effekte hervorrufen. Beispielsweise eine Änderung der optischen Weglänge in der Faser. Durch das ideale Oberflächen- zu Volumenverhältnis der Faser wird jedoch eine gute Abführung der induzierten Wärme realisiert [16].

Die für den Bearbeitungsprozess erforderliche Laserstrahlung wird über eine Auskopelfaser aus dem Resonator herausgeführt. Diese ist flexibel und kann so auch für Automatisierungszwecke, bspw. an Robotern geführt werden. Für die industrielle Anwendung ergeben sich so eine Reihe von Vorteilen die den wirtschaftlichen Einsatz von Faserlasern stützen [16]. Diese sind unter Anderem:

- kompakter Aufbau mit flexibler Faserführung
- hohe Leistung ohne thermooptische Probleme
- hohe Strahlqualität im dauer- und gepulstem Betrieb
- hoher Wirkungsgrad

2.3 Laserstrahltiefschweißen

Das Laserschweißen zählt in der Schweißtechnik zu den Sonderschweißprozessen und wird nach [8] mit LA gekennzeichnet. Es wird zum fügen hochwertiger Bauteile in der Feinwerk- oder Medizintechnik, aber auch im Maschinen- und Fahrzeugbau eingesetzt. Generell werden zwei Verfahrensvarianten unterschieden, das Tiefschweißen und das Wärmeleitschweißen. In der vorliegenden Arbeit werden die Untersuchungen ausschließlich über Laserstrahltiefschweißen realisiert.

In Abbildung 3 [8] ist das Prinzip des Laserstrahltiefschweißens skizziert, welcher ab dem Überschreiten einer werkstoff- und verfahrensabhängigen Schwellintensität von $I_s \approx 10^5 \text{ W/cm}^2$ einsetzt.

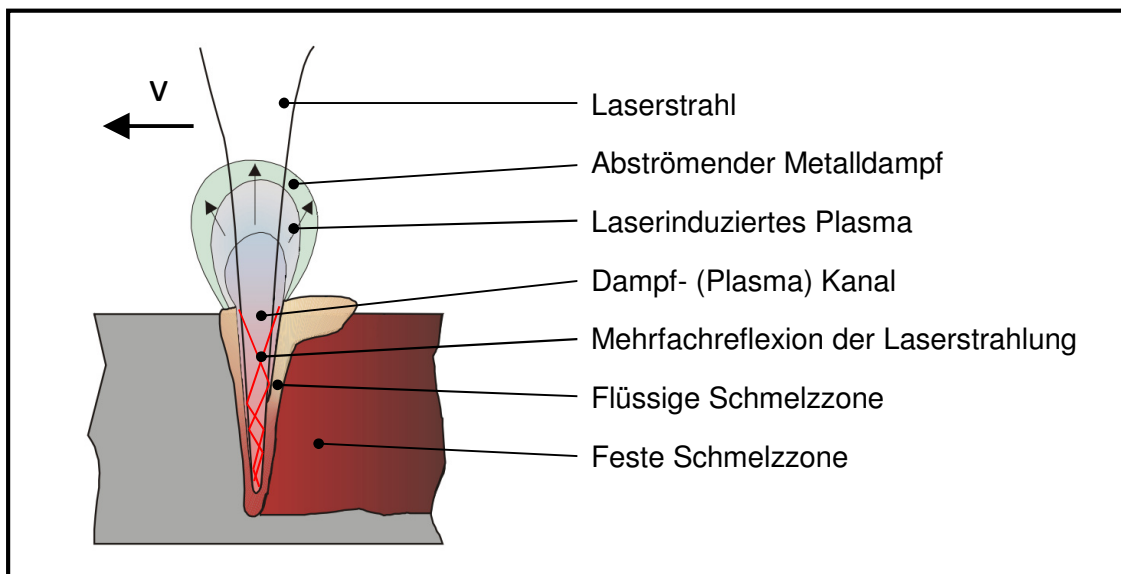
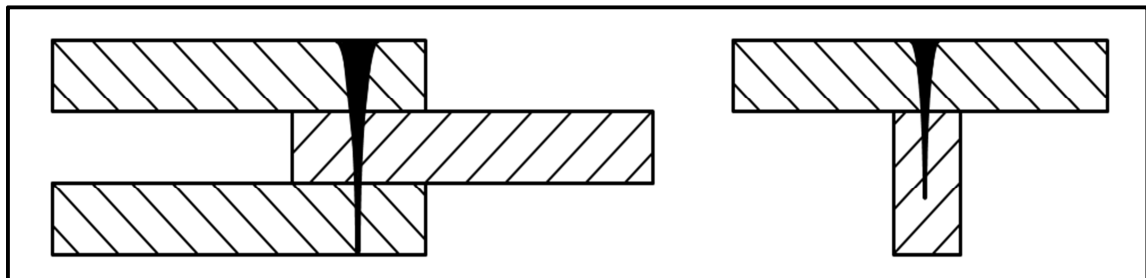


Abbildung 3: Tiefschweißprozess

Beim Überschreiten der Schwellintensität wird der Werkstoff in die Plasmaphase überführt. Es wird jedoch nicht nur Plasma gebildet. Ein Teil des Werkstoffes wird nur so weit erwärmt, dass Metalldampf entsteht. Die resultierende Dampfplasmasäule breitet sich senkrecht zur Materialoberfläche aus und schirmt den Werkstoff teilweise ab [9]. Das Dampfplasma besitzt jedoch einen geringeren Absorptionskoeffizienten als der feste Grundwerkstoff. Dadurch kann ein Großteil der Laserstrahlung durch das Plasma transmittiert werden um das darunterliegende Material ebenfalls in die Dampf- oder Plasmaphase zu überführen [13]. Iterativ bildet sich so ein Kapillare (Keyhole) aus. Entlang der Keyholewand wird die Laserstrahlung über fresnelsche Beziehungen absorbiert. Innerhalb der Kapillare wird die Laserstrahlung durch das Plasma teilweise absorbiert. Der Großteil der Strahlung wird jedoch durch das Dampfplasma transmittiert, Dadurch kann eine Mehrfachreflektion und –absorption an der Kapillarwand eintreten. Dabei kommt es zur sogenannten Selbstfokussierung [9]. Der entstehende Kanal ist die Voraussetzung für den Tiefschweißprozess. Der Druck des im Keyhole befindlichen Dampfplasmas verhindert das Schließen der Kapillare durch die umgebende Schmelze [13].

Es ist jedoch bekannt, dass das abströmende Dampfplasma an der Werkstückoberfläche einen Impuls auf die umgebende Schmelze und das Werkstück ausübt. Dabei wird die Dichte und Temperatur des Umgebungsgases verändert. Dies ist ein Grund für hoch dynamische Wechselwirkungen, die wiederum auf das Schweißergebnis (Einschweißtiefe, Nahtqualität) Einfluss nehmen [8].

Der fertigungstechnische Vorteil des Laserstrahl-tiefschweißens ist das Herstellen von Schweißnähten mit einem großen Aspektverhältnissen und mit einer geringen WEZ [8, 9, 13, 14]. Abbildung 4 zeigt beispielhaft die realisierbaren Schweißstöße.



links: Überlappstoß, rechts: versteckter Stoß [8]

Abbildung 4: Stößarten für das Laserstrahl-tiefschweißen

3 Entwicklung und Stand der Technik

3.1 Hochgeschwindigkeitslaserschweißen

Die aktuellen Forschungstendenzen im Bereich des Schweißens mit hochbrillanter Laserstrahlung konzentrieren sich auf die Bearbeitbarkeit von Nichteisenmetallen sowie auf die Anwendung mit Hybridschweißtechnologien. Im Bereich der Stahlbearbeitung werden Untersuchungen verstärkt auf Effekte gelenkt, die erst bei hohen Schweißgeschwindigkeiten auftreten. Dabei handelt es sich primär um den Humpingeffect. Zudem wird untersucht welche maximalen Einschweißtiefen bei Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit erreichbar sind. [18, 19]

Bei der Verwendung von höherer Strahlqualität werden in [20] grundlegend positive Auswirkungen auf den Schweißprozess beschrieben. Die dabei auftretenden hohen Intensitäten ermöglichen eine tiefe Einschweißbarkeit bei gleichzeitig geringer Nahtbreite (vgl. Abschnitt 2.3). Für den Schweißprozess resultiert daraus eine Erhöhung der Bearbeitungsgeschwindigkeit. Bei der Anwendung höherer Schweißgeschwindigkeiten treten jedoch neue Problemstellungen auf. „Die erzielbare Schweißgeschwindigkeit sowie die Form der resultierenden Nahtgeometrie wird durch Energieeinkopplungsphänomene, Wärmeübergangs- und Wärmeleiteffekte sowie durch fluiddynamische Prozesse im Schmelzbad bestimmt“ [9]. Zur Beherrschung dieser Problemstellungen wird eine maximale Vorschubgeschwindigkeit als Parametergrenze in der Literatur angegeben. Ein häufig dargestellter Zusammenhang zur Verdeutlichung der maximalen Schweißgeschwindigkeit ist in Verbindung mit der Einschweißtiefe (s. Abbildung 5).

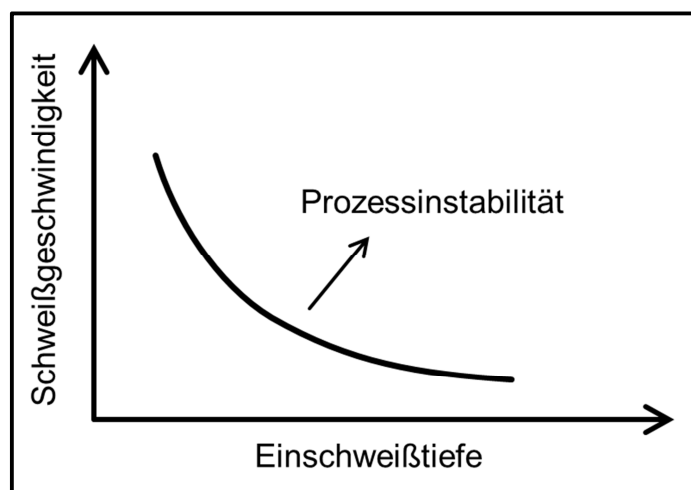


Abbildung 5: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Einschweißtiefe

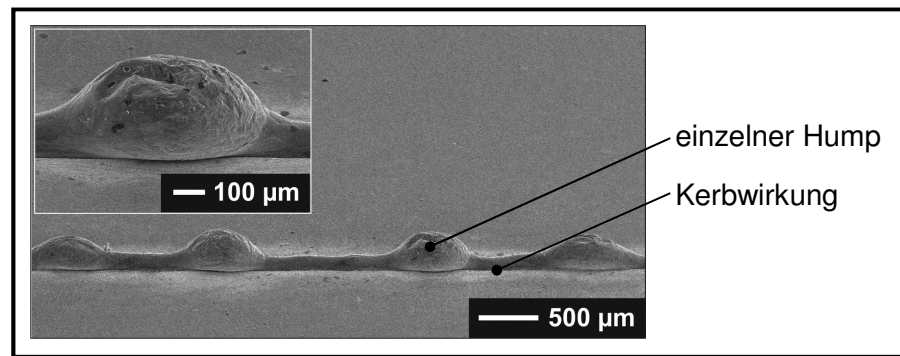
Bereits 1987 wurden mit dem Laserstrahlpressschweißen Schweißgeschwindigkeiten von mehreren hundert m/min verzeichnet [13]. Für das Schweißen mit Laser und ohne zusätzliche Krafteinbringung sind diese Geschwindigkeiten jedoch geringer. In [21]

wurde erkannt, dass ein niedriger Umgebungsdruck Schweißspritzer vermeidet und somit die Nahtqualität verbessert. Es wurde geschlussfolgert, dass dadurch ebenfalls die Prozessgeschwindigkeit gesteigert werden kann. Untersuchungen an Baustahl ergaben Schweißgeschwindigkeiten von 2,3 m/min bei einer Materialstärke von 1 mm, einer Laserleistung von 700 W und einem Fokusbereich von 300 μm [22]. Die Abhängigkeit der maximalen Schweißgeschwindigkeit vom Fokusbereich wird bspw. in [23] diskutiert. Es wird berichtet, dass unter Schutzgaseinwirkung (Argon) bei einer Leistung von 6 kW und Fokusbereichen von 360 μm bis 560 μm Schweißgeschwindigkeiten von bis zu 10 m/min erreicht werden. Dabei wird ein Prozessfenster aufgezeigt, in dem ab Schweißgeschwindigkeiten von 10 m/min mit Nahrückfall und bei Verringerung des Fokusbereichs mit Humping zu rechnen ist. In Folgeuntersuchungen [10] werden maximale Schweißgeschwindigkeiten von 15 m/min bei einer Einschweißtiefe von 0,7 mm und einer Laserleistung von 200 W ermittelt. Durch die Wahl einer geeigneten Optik ($d_{0,86} = 220 \mu\text{m}$) gelingt es in [24] mit einem 8 kW Faserlaser und einer Schweißgeschwindigkeit von 20 m/min humpingfreie Schweißnähte mit einer Einschweißtiefe von 3,5 mm zu erzeugen. Durch den zusätzlichen Einsatz einer in Strahlrichtung gerichteten Gasströmung wird in [25] nachgewiesen, dass Schweißgeschwindigkeiten von 20 m/min mit einer Leistung von 5 kW und einem Fokusbereich von 280 μm bei Verbesserung der Nahtqualität realisierbar sind. Durch die gerichtete Gasströmung wird zum einen die Spritzerbildung verringert und zum anderen die Plasmafackel verdrängt.

In [27] wird von Schweißgeschwindigkeiten von bis zu 100 m/min berichtet. Dies wird erreicht, indem ein Fokusradius von 24 μm realisiert wird. Dabei ist die Qualität der Naht jedoch durch Humping und starke Kerbwirkungen beeinflusst. Die maximale Schweißgeschwindigkeit wird mit 60 m/min für eine Einschweißtiefe von 0,4 mm angegeben, wobei eine Leistung von 0,5 kW verwendet wird. Bei Gewährleistung einer geringen Einschweißtiefe unter 0,5 mm und unter Verwendung eines Prozessgases wird in [26] eine maximale Schweißgeschwindigkeit mit 96 m/min angegeben. Dabei wird eine Leistung von 542 W und ein Fokusbereich von 19 μm genutzt. Für Einschweißtiefen von 1 mm konnten Geschwindigkeiten bis zu 24 m/min realisiert werden.

3.2 Prozessfenster begrenzende Nahteigenschaft Humping

Die beim Schweißen mit hohen Geschwindigkeiten entstehenden Effekte sind sehr vielseitig und haben oft auch negative Auswirkungen auf die Prozesssicherheit. Einer dieser Effekte wird als Humping, zu deutsch Hüpfen bezeichnet. Dabei handelt es sich um eine lokale Anhäufung von Schmelze auf der Nahtoberseite. Humping tritt nicht nur beim Laserschweißen oder Elektronenstrahlschweißen, sondern auch beim Metall-Schutzgasschweißen (MSG) mit hohen Vorschubgeschwindigkeiten auf [27]. Die bisher zum Humping durchgeführten Untersuchungen berücksichtigen grundlegend zwei Modelle. Zum einen werden Oberflächenspannungen der Schmelzflüssigen Phase und zum anderen die hohe Schmelzbaddynamik für das Auftreten von Humping identifiziert [28]. Abbildung 6 zeigt eine Schweißnaht mit ausgeprägtem Humping.



Betrachtungswinkel 60 °

Abbildung 6: Schweißnaht mit Humping

Bereits 1973 wurde in [29] die hochdynamische Bewegungen in der Schmelze bei Schweißprozessen nachgewiesen, wodurch das Nahtaussehen direkt beeinflusst wird. Es wird beschrieben, dass die Schmelzbestandteile mit zunehmender Schweißgeschwindigkeit eine geringere Entfernung zurücklegen. Dabei bewirkt das Eigengewicht der Schmelze ein Verschließen der Kapillare. Dem entgegen wirkt ein hoher plasmainduzierter Druck. So wird die Schmelze in den hinteren Bereich des Schmelzbades gedrängt. Diese Beobachtungen werden von [19, 28] gestützt und es wird behauptet, dass Schmelzströmungen, die durch Oberflächenspannungsgradienten verursacht werden (sogenannte Marangoni-Strömungen), die Einschweißtiefe stark beeinflussen können. Ein numerischer Nachweis für das Entstehen von Humping wird in [28] geführt. Dabei zeichnet sich ab, dass die Schmelztiefe, respektive die Menge des am Schweißprozess beteiligten Volumens, Einfluss auf die Entstehung von Humping hat. Dabei wird bei größeren Schmelztiefen das Auftreten von Humping zu niedrigeren Schweißgeschwindigkeiten verschoben. Die Zusammenhänge von Kapillarströmungen und Oberflächenspannungsgradienten werden in [30, 31] dargestellt. Dabei wird gezeigt, dass es eine Abhängigkeit des Schmelzflusses vom Kapillardurchmesser gibt. Untersuchungen ergaben, dass für höhere Schweißgeschwindigkeiten die Kapillarumströmung, gegenüber der vom Oberflächenspannungsgradienten getriebenen Strömung, an Einfluss gewinnt. Damit einhergehend wird in [27] gezeigt, dass ein kleinerer Fokussdurchmesser die Schweißgeschwindigkeit für das Entstehen von Humping zu kleineren Werten verschiebt.

In [23] werden Untersuchungen im Blindschweißversuch mit einem 6 kW Faserlaser bei Fokussdurchmessern von 130 µm bis 560 µm durchgeführt. Es zeigte sich, dass bei Geschwindigkeiten kleiner 6 m/min für Fokussdurchmesser von 130 µm und 200 µm humpingfreie Schweißnähte hergestellt werden können. Dabei wurde zusätzlich mit Hochgeschwindigkeitsvideoaufzeichnungen bestätigt, dass die einzelnen Humps durch das Abreißen des Schmelzflusses am Ende des Schmelzbades entstehen [28]. Der vom Schmelzbad abgerissene Bereich der Schmelze wird anschließend „eingefroren“. Dabei konnte nachgewiesen werden, dass eine Überlagerung des Schmelzflusses in die Kapillare und die Ausbildung einer un stetigen Plasmafackel Einflussfaktoren auf die maximale Schweißgeschwindigkeit ohne Entstehung von Humping sind [32].

Eine genauere Betrachtung der Humpinggeometrie (vgl. Abbildung 6) wird in [23, 24, 27, 28, 33] diskutiert. Dabei stellte sich heraus, dass die Geometrie von Humping in zwei Arten unterteilt werden kann. Dem Bereich mit starker Kerbwirkung und den perlenförmigen Anhäufung von Schmelze. In [31] wird beschrieben, dass in dem Bereich des Nahrückfalls der Geschwindigkeitsvektor der Schmelze größer ist als der Geschwindigkeitsvektor des Vorschubes. Tritt dieser Effekt ein, reißt der Schmelzfluss ab und ein Hump bildet sich aus. Diese Aussage wird in [34, 35] untermauert. Dabei wurde gezeigt, dass für verschiedene Materialien und Legierungszusammensetzungen unterschiedliche maximale Schweißgeschwindigkeiten bestehen. Dies wird durch unterschiedliches Fließverhalten aufgrund unterschiedlicher Viskositäten der Schmelzen begründet [30]. Weitere Untersuchungen ergaben, dass die Schweißrichtung und der Einstrahlwinkel sowie der Umgebungsdruck [35] auf die maximale Schweißgeschwindigkeit Einfluss haben. In [34] wurde gezeigt, dass die Form und die Häufigkeit von Humping auf einer Schweißnaht von der Schweißgeschwindigkeit abhängen. Demnach werden die periodischen Abstände zwischen den einzelnen Humps bei steigender Geschwindigkeit kleiner.

4 Untersuchungen

4.1 Versuchsanordnung

Mit den Untersuchungen in der vorliegenden Arbeit sollen verschiedene Einflüsse auf den Hochgeschwindigkeitslaserschweißprozess geklärt werden. Durch die Wahl geeigneter Schweißparameter wird im Laufe der Untersuchungen iterativ ein Prozessfenster für hohe Schweißgeschwindigkeiten erarbeitet. Das Prozessfenster wird dabei durch die Faktoren Humping und ungenügende Durchschweißung (Spiking) definiert. Der Begriff Spiking wird in Abschnitt 4.4 näher erläutert.

Der Kern der Untersuchungen wird sich auf die Parametervariationen von applizierter Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit beziehen. Dies soll grundlegend mit zwei verschiedenen Konfigurationen umgesetzt werden. Die Strahlführung wird zum einen mit einem Galvanometerscanner in Verbindung mit einer F-Theta Optik und zum anderen mit einer Schweißoptik in Verbindung mit einem linear- Achssystem realisiert. Abbildung 7 zeigt die detaillierte Versuchsanordnung.

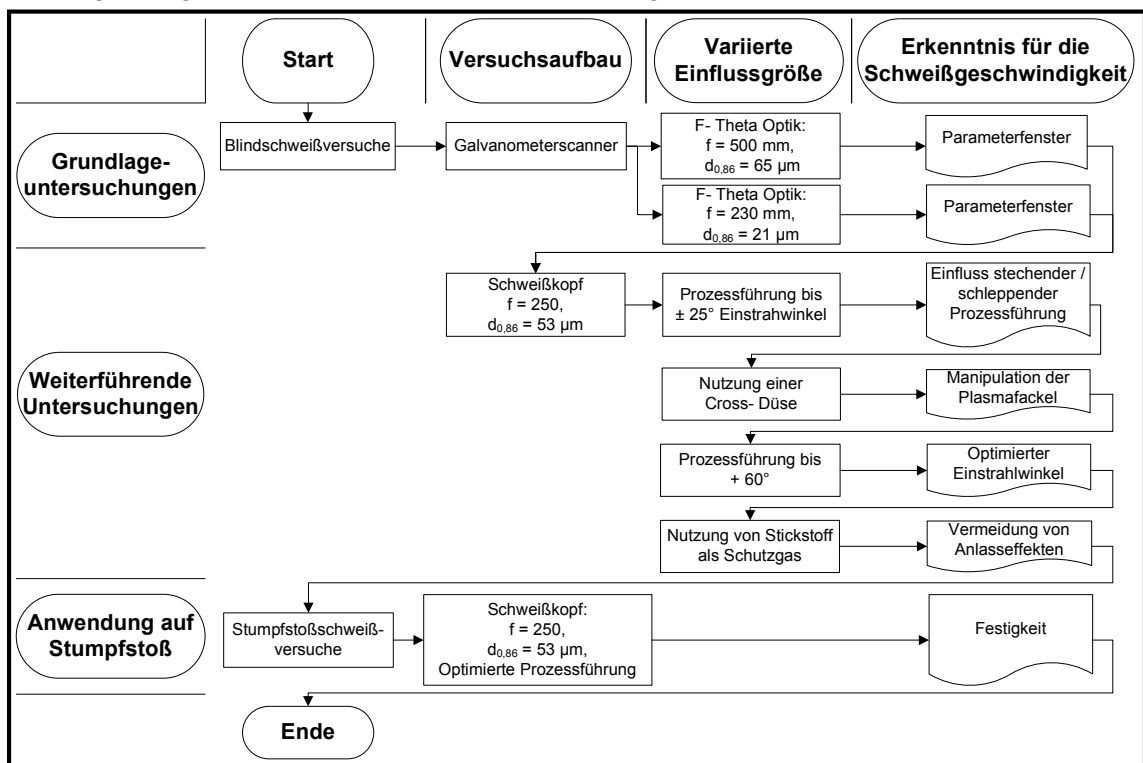


Abbildung 7: Versuchsanordnung

Grundlageuntersuchungen

In den grundlegenden Untersuchungen werden zunächst geeignete Schweißparameter erarbeitet. Diese sollen die Basis für eine folgende Parametervariation bilden. Es wird mit einem Galvanometerscanner und zwei verschiedenen Fokussieroptiken der

Brennweiten 500 mm und 230 mm gearbeitet. Dabei wird bei annähernd senkrechter Einstrahlung und ohne weitere Prozessbeeinflussung die maximale Schweißgeschwindigkeiten in Abhängigkeit der Laserleistung, Materialstärke und das Material im Blindschweißversuch ermittelt. Als Ergebnis wird der Mittelwert aus vier Wiederholversuchen festgehalten.

Weiterführende Untersuchungen

Die folgenden Untersuchungen werden mit einer Schweißoptik und einem linear-Achssystem durchgeführt. Dabei werden die in den Grundlageuntersuchungen erarbeiteten Parameter als Ausgangsparameter genutzt. Da hierbei eine veränderte Strahlführung genutzt wird, muss zu Beginn bei senkrechter Einstrahlung und ohne weitere Prozessbeeinflussung das Schweißparameterfenster aufgenommen werden. Damit können die Ergebnisse mit denen der Grundlageuntersuchungen verglichen werden. Wie aus Abbildung 7 zu entnehmen ist, wird anschließend in mehreren iterativen Schritten der Einfluss des Lasereinstrahlwinkels, die Wirkung einer Cross- Düse sowie die Wirkung von Schutzgas untersucht.

Anwendung auf Stumpfstoß

Zum Abschluss werden die Ergebnisse der weiterführenden Untersuchungen auf Stumpfstoßverbindungen angewandt. Einhergehend damit wird in verschiedenen Festigkeitsuntersuchungen die Härte sowie die Zugfestigkeit der Schweißverbindungen ermittelt.

4.2 Probenkörper

4.2.1 Geometrie

Die Größe der Probenteile richtet sich einerseits nach der umsetzbaren Schweißlänge und andererseits nach der Probenart. Die Länge der Probe wird dabei durch das abdeckbare Scanfeld bzw. über die maximal erreichbare- und erforderliche Geschwindigkeit für das linear- Achssystem definiert. Dadurch wird die Probengeometrie für die einzelnen Versuche wie in Tabelle 1 festgelegt. Die Materialstärke beträgt für den Werkstoff X5CrNi18-10 1 mm, 1,5 mm, 2 mm, und 3 mm sowie für den 22MnB5 1,6 mm.

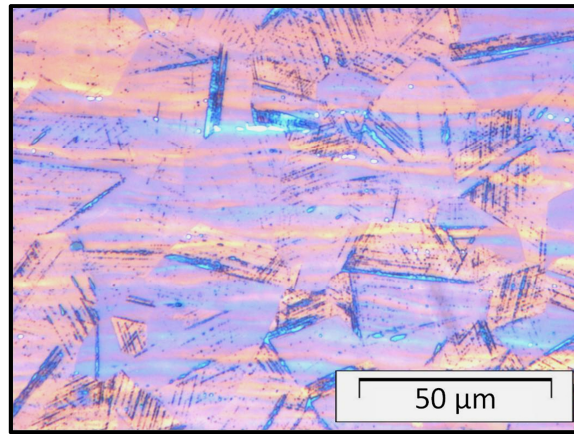
Tabelle 1: Probengeometrie

	Geometrie	Schweißnahtlänge
Blindschweißversuche mit Scanner und Brennweite 500 mm	50 x 30 mm	40 mm
Blindschweißversuche mit Scanner und Brennweite 230 mm	50 x 30 mm	40 mm
Blindschweißversuche mit linear-Achssystem und Schweißkopf	80 x 30 mm	80 mm
Stumpfstoßschweißversuche mit linear-Achssystem und Schweißkopf	80 x 30 mm	80 mm
Stumpfstoß- Zugversuch mit linear-Achssystem und Schweißkopf	140 x 100 mm	100 mm

Es wird angenommen, dass die Ergebnisse der Stumpfstoßschweißversuche mit denen der Blindschweißversuche vergleichbar sind. Aus diesem Grund werden die Stumpfstoßschweißversuche mit einem Versuch pro Parametersatz durchgeführt. Lediglich bei unerwarteten Resultaten werden einzelne Wiederholversuche durchgeführt. Die Zugversuchsproben werden nach dem Schweißversuch per Laserschneiden aus dem Halbzeug geschnitten. Dabei werden sechs Zugversuchsproben pro Schweißparametersatz hergestellt. Deren Geometrie der Zugversuchsproben ist nach [37] genormt.

4.2.2 Werkstoff X5CrNi18-10

Der Werkstoff X5CrNi18-10 (Werkstoffnummer 1.4301) zählt zu den hochlegierten, rost- und säurebeständigen Stählen [38]. Vorrangig finden diese Stähle Anwendung in der Nahrungsmittel- oder Chemieindustrie, der Architektur und im Anlagenbau. Er weist im Anlieferungszustand ein gewalztes, vollaustenitisches Gefüge auf. Dabei befindet sich der Austenit jedoch in einem metastabilen Zustand. Dies bedeutet, dass das austenitische Gefüge durch eine nachträgliche, thermische- oder mechanische Beanspruchung in sogenannten Verformungsmartensit umklappen kann. Dieses Verhalten ist für die Anwendung des X5CrNi18-10 jedoch nur von geringer Bedeutung. Abbildung 8 zeigt ein Schliffbild des austenitischen Grundwerkstoffes.



Grundwerkstoff X5CrNi18-10, voll-austenitisch, Ätzung: LB1

Abbildung 8: X5CrNi18-10 Grundwerkstoffgefüge

Schweißbarkeit

Der Werkstoff X5CrNi18-10 wird im Allgemeinen als gut schweißbar [39] betrachtet (s. Abschnitt 2.1). Es kann jedoch beim Einfluss von hohen Spitzentemperaturen eine Vergrößerung der Austenitkörner auftreten. Durch das Laserschweißen werden hohe Temperaturen erzielt. Jedoch wird dabei aufgrund von hohen Abkühlgeschwindigkeiten die Bildung eines feinkörnigen Gefüges gefördert [5]. Der metastabile Austenit zeigt nach der Bearbeitung keine ausgeprägten Gefügeumwandlungen. Bei langanhaltenden niedrigen Temperaturen oder durch Verformung kann es jedoch zum Umklappen des Austenits in Verformungsmartensit kommen, was jedoch für das Schweißen ohne größere Bedeutung ist [40]. Wichtig ist dies für die Anwendung des Bauteiles. Für die Anwendung, hauptsächlich im Nahrungsmittelbereich, sind an geschweißten Konstruktionen keine Oxidationen zulässig [8], daher wird in [39] auf eine geeignete Schutzgaszufuhr hingewiesen. Dabei wird angemerkt, dass eine Schweißnaht ohne Oxidationen die gleiche Korrosionsbeständigkeit aufweist wie der Grundwerkstoff (GW) auf. Die Korrosionsbeständigkeit an oxidbehafteten Schweißnähten hingegen ist eingeschränkt.

Chemische Zusammensetzung

Zur genaueren Spezifikation des Materials wurde eine Vakuumemissionsspektroskopie nach DIN 51009 durchgeführt. Daraus ergab sich die in Tabelle 2 dargestellte chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes.

Aufgrund der chemischen Zusammensetzung lässt sich mit Hilfe des Schaeffler-Diagrammes die Schweißbarkeit des Werkstoffes beschreiben (s. Abschnitt 2.1). Dabei wird ermittelt, welches Gefüge nach dem Schweißen des Werkstoffes entsteht (s. Anlage I). Durch die Analyse mittels Vakuumemissionsspektroskopie ergab sich eine gute Eignung zum Schweißen. Die Schweißnaht bildet, aufgrund dessen das ohne Zusatzwerkstoff gearbeitet wird, das gleiche austenitische Gefüge wie der Grundwerkstoff aus.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffes X5CrNi18-10

Element	Herstellerangaben	Vakuummischungs- spektroskopie
C	$\leq 0,07$	0,019
Si	≤ 1	0,39
Mn	≤ 2	1,81
P	$\leq 0,045$	0,0088
S	$\leq 0,012$	0,0002
Cr	17,0-16,5	18,2
Ni	8,0-10,5	8,41
N	$\leq 0,11$	-
Mo	-	0,304
Nb	-	0,011
Ti	-	0,005

Angaben in Massen %

Aufgrund des hohen Chromgehaltes ist jedoch auf die Bildung einer σ -Phase zu achten. Die σ -Phase ist eine sehr spröde, intermetallische Phase zwischen Eisen und Chrom. Dabei tritt eine Chromverarmung im Grundgefüge ein. Dies ist eine unerwünschte Erscheinung, da eine eingeschränkte Korrosionsbeständigkeit sowie eine verminderte Festigkeit daraus resultiert [8].

Sonstige Eigenschaften

Generell weisen hochlegierte Stähle eine Wärmeleitfähigkeit von ca. 14 W/mK auf. Im Vergleich dazu besitzen niedriglegierte Stähle eine Wärmeleitfähigkeit von ca. 53 W/mK. Zudem verfügt der X5CrNi18-10 einen Wärmeausdehnungskoeffizienten von ca. $1,6 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$, unlegierter Stahl hingegen ca. $1,1 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$. In Verbindung mit der verhältnismäßig niedrigen Wärmeleitfähigkeit ist mit erhöhtem Verzug bei schweißen zu rechnen. Im normalgeglühten Zustand (Glühvorgang bei dem ein feines, „normales“, Korn eingestellt wird) betragen die Festigkeitswerte [39]:

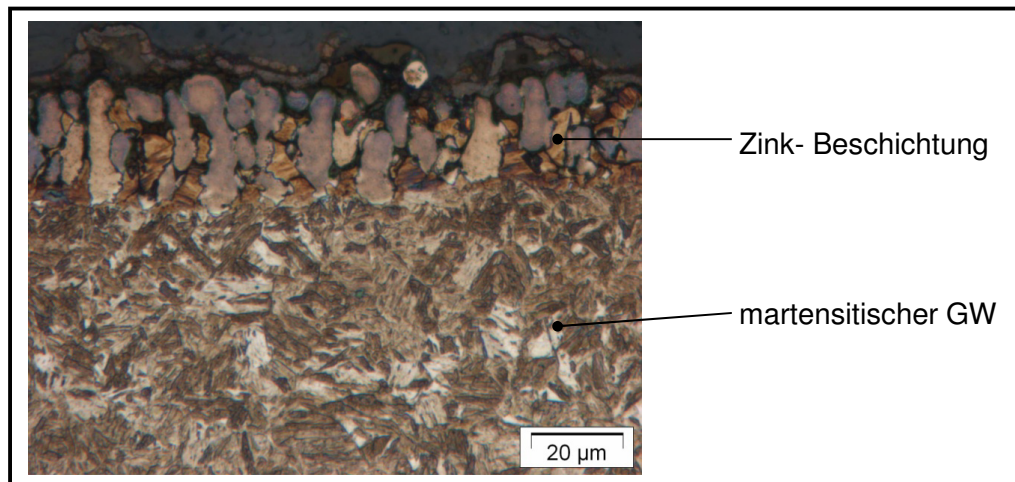
- Dehngrenze $R_{p0,2\min}$: 230 N/mm²
- Zugfestigkeit R_m : 540 N/mm² – 750 N/mm²
- Bruchdehnung A_{\min} : 45 %
- Härte: 215 HRC [38]

4.2.3 Werkstoff 22MnB5

Der niedriglegierte Mangan- Borstahl 22MnB5 gehört zu den sogenannten Vergütungsstählen. Aufgrund sehr geringer Anteile an Legierungselementen wie Titan oder Bor werden derartige Stähle oft auch als mikrolegiert bezeichnet. Der Stahl erhält nach dem Herstellprozess erst durch eine zusätzliche Wärmebehandlung seine endgültigen Festigkeitseigenschaften für den Einsatz. Der 22MnB5 ist dafür entwickelt worden, dass der Vergütungsprozess gleichzeitig mit der Formgebung in einem Presswerkzeug stattfindet, wodurch auch die Bezeichnung Presshärter zutrifft. Angewendet wird er

überwiegend für das Tiefziehen im Automobilbau für sicherheitsrelevante Karosserieelemente, wie Seitenaufprallschutz sowie A-, B-, oder C- Säule. In kaltgewalztem Zustand bildet der 22MnB5 typischerweise ein ferritisch-perlitisches Gefüge mit Karbidausscheidungen aus [21]. Beim Presshärten von 22MnB5 entsteht eine martensitische Materialstruktur, woraus eine hohe Festigkeit resultiert.

Das Material für die hier durchgeführten Versuche liegt in vergütetem Zustand vor und besitzt eine 20 µm dicke Zink- Beschichtung. Abbildung 9 zeigt den metallografischen Schliff im Randbereich des Materiales.



Grundwerkstoff 22MnB5 mit Zink- Beschichtung, Ätzung: Nital

Abbildung 9: 22MnB5, Gefüge im Randbereich

Schweißbeignung

Generell gelten martensitische Stähle als schweißbar. Sie neigen aufgrund des erhöhten Kohlenstoffgehaltes jedoch zu Aufhärtungen im Bereich der Schweißnaht oder WEZ. Durch eine hohe Wärmeeinbringung und den daraus resultierenden Anlasseffekten ist zudem mit einem erheblichen Festigkeitsverlust im Bereich der WEZ zu rechnen. Nach [32] ist der 22MnB5 wie ein hochlegierter Stahl schweißbar. Das heißt, um die Abkühlzeit so gering wie möglich zu halten, soll mit einem möglichst geringen Wärmeeintrag gearbeitet werden. Für das Laserschweißen wird davon ausgegangen, dass, im Verhältnis zu konventionellen MSG- Verfahren ein kleineres Schmelzbadvolumen erzeugt wird. Dies begründet sich in dem lokal begrenzten Energieeintrag. Daraus ergibt sich, dass weniger Wärmeenergie abfließen muss und die Abkühlzeit geringer ist, als bei konventionellen MSG Verfahren. Resultierend daraus entsteht eine schmalere ausgebildete WEZ. Durch diese sollte die Zugfestigkeit der Fugestelle nicht in dem Maße abnehmen, wie es beim Schweißen bei konventionellen MSG Verfahren beobachtet wird [32]. Demnach sinkt die Zugfestigkeit eines vergüteten 22MnB5 durch den Schweißprozess von ca. 1500 N/mm^2 auf ca. 600 N/mm^2 . Die im Durchschnitt 20 µm dicke Zink- Beschichtung sollte generell keinen nennenswerten negativen Einfluss auf die Schweißbeignung nehmen, da die Siedetemperatur von reinem Zink mit 907 °C deutlich unterhalb der Schmelztemperatur des Stahles mit $\approx 1500 \text{ °C}$ liegt. Dadurch wird die Bildung von Mischgefügen unterbunden.

Chemische Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung des 22MnB5 wird ebenfalls durch eine Vakuumemissionsspektroskopie nach DIN 51009 ermittelt. Tabelle 3 zeigt die Ergebnisse für den Grundwerkstoff sowie der Zink- Beschichtung.

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffes 22MnB5

Element	Herstellerangabe des Grundwerkstoffes	Vakuumemissions-spektroskopie des Grundwerkstoffes	Vakuumemissions-spektroskopie der Zn- Beschichtung
C	≤ 0,25	0,261	8,16
Mn	≤ 1,4	1,105	9,39
Si	≤ 0,4	0,26	4,58
P	≤ 0,025	0,0236	-
S	≤ 0,01	0,0027	-
Ti	≤ 0,05	0,024	-
Cr + Mo	≤ 0,5	0,111	0,31
B	≤ 0,005	0,0023	-
Ni	-	0,185	0,8
O ₂	-	-	8,49
Fe	Rest	Rest	12,03
Zn	-	-	54,63

Angaben in Massen %

Es ist bekannt, dass durch die Zulegierung von Bor die Einhärtbarkeit des Werkstoffes steigt. Dadurch wird die Martensitbildung auch in oberflächenfernen Regionen gewährleistet [41].

Die Schweißeignung lässt sich u. a. durch die Anwendung eines Schweiß- Zeit- Temperatur- Umwandlungs- Schaubildes (Schweiß- ZTU) ableiten. Durch [42] wird in einem Zeit- Temperatur- Umwandlungs- Schaubild (ZTU) gezeigt, dass sich das martensitische Gefüge für eine definierte Wärmebehandlung bis zu einer kritischen Abkühlzeit von bis zu acht Sekunden ausbildet. Dabei beträgt die Martensitstarttemperatur 400 °C. Schweiß- ZTU- Schaubilder sind für den 22MnB5 zum aktuellen Zeitpunkt jedoch nicht zugänglich. Daher wird in [43] für Werkstoffe mit ähnlicher chemischer Zusammensetzung die kritische Abkühlzeit mit vier Sekunden angegeben.

Sonstige Eigenschaften

Der 22MnB5 besitzt im normalgeglühten Zustand eine gute Umformbarkeit. Aufgrund der Borlegierung besitzt er zu dem eine gute Wärmeleitfähigkeit, im Vergleich zu anderen niedrig legierten Stählen. Die Festigkeitseigenschaften des hier verwendeten Werkstoffes sind [42]:

- Dehngrenze $R_{p0,2min}$: 1100 N/mm²
- Zugfestigkeit R_m : 1500 N/mm²
- Bruchdehnung A_{80} : 5 %
- Härte: 500 HV10.

4.3 Versuchsaufbau

Für die Untersuchungen werden zwei verschiedene Versuchsaufbauten genutzt. Diese werden zunächst vorgestellt. Im Anschluss wird die genutzte Peripherie erläutert.

Abbildung 10 zeigt den Versuchsaufbau für die Grundlageuntersuchungen mittels Galvanometerscanner und F-Theta Optik.

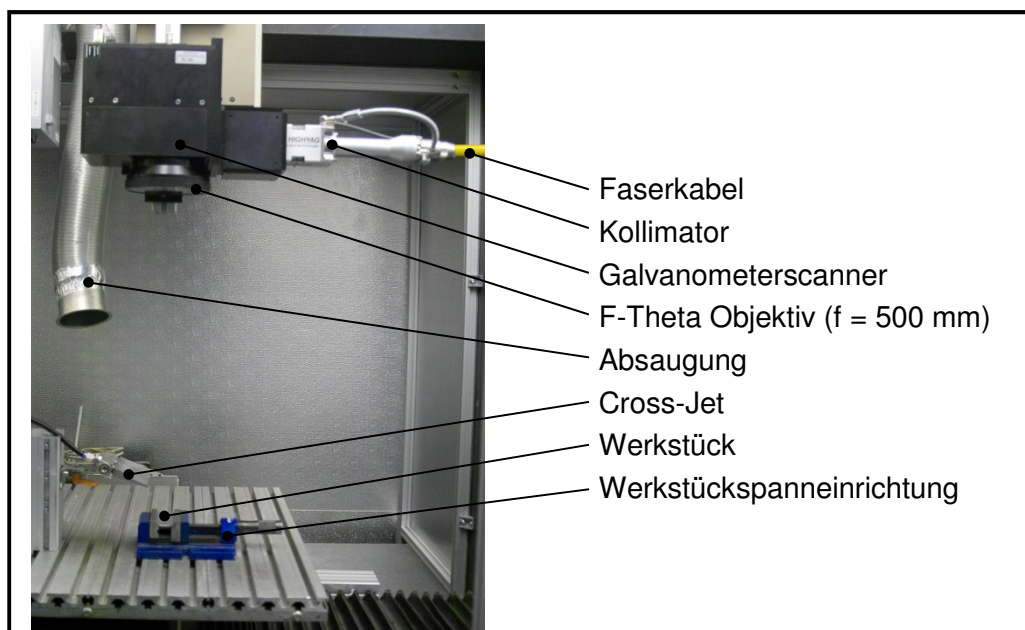


Abbildung 10: Versuchsaufbau für Grundlageuntersuchungen

Dabei wird das Probenteil in einem Maschinenschraubstock gespannt. Die Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Werkstück wird über einen Galvanometerscanner realisiert. Das Werkstück ist dabei für senkrechte Einstrahlung positioniert. Eine geringe Winkelabweichung kommt jedoch durch die Funktionsweise der F-Theta Optik zustande.

Für die weiterführenden Untersuchungen wird ein Versuchsaufbau mit feststehender Schweißoptik und linear- Achssystem genutzt (s. Abbildung 11). Die Relativbewegung zwischen Werkstück und Laserstrahl wird dabei durch das linear- Achssystem realisiert. Dadurch ist der Bearbeitungspunkt statisch und es kann ein fest definierter Einstrahlwinkel für die Laserstrahlung genutzt werden. Zudem kann die genutzte Cross-Düse direkt auf den Bearbeitungspunkt gerichtet werden. Dadurch ist sichergestellt, dass ein reproduzierbarer Druckluftstrom wirkt.

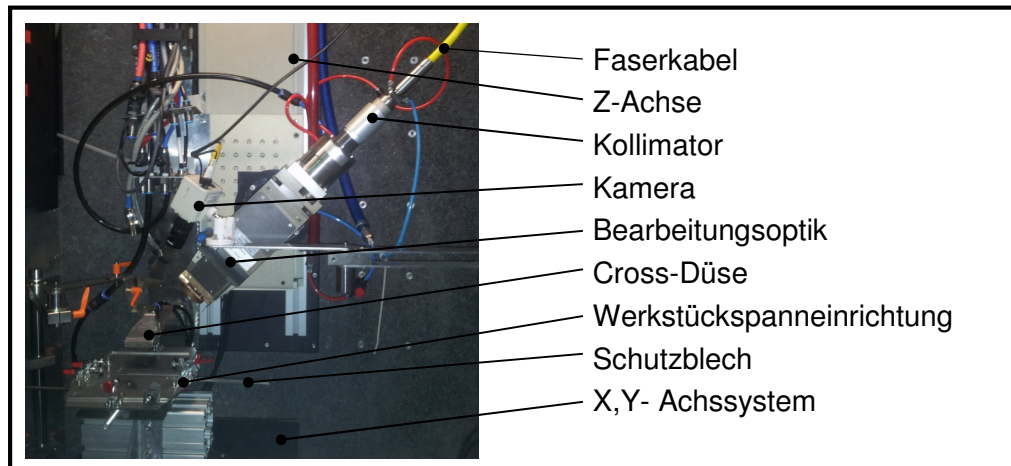


Abbildung 11: Versuchsaufbau der weiterführenden Untersuchungen

Laserstrahlquelle

Verwendet wird ein Faserlaser mit der Bezeichnung YLR 3000 SM des Herstellers IPG (s. Abbildung 12). Dieser Ytterbium Faser Laser wurde für den industriellen Gebrauch und für Forschungseinrichtungen entwickelt und dort vorwiegend für Schneid- und Schweißaufgaben eingesetzt. Er emittiert zufällig polarisierte monomode Strahlung in einem Wellenlängenbereich von 1068 nm - 1080 nm. In einem Leistungsbereich von 300 W – 3000 W kann eine kontinuierliche Laserstrahlung emittiert werden. Die Strahlqualität wird mit einem M^2 von 1,1 angegeben. [2]



Abbildung 12: YLR 3000 SM

Kollimatoren

Durch einen Kollimator wird die aus der Faser austretende Laserstrahlung parallelisiert (kollimiert). Je nach Brennweite des Kollimators ergeben sich unterschiedliche kollimierte Strahldurchmesser.

Zur Kollimation werden für die Untersuchungen mit Scanner und Festoptik zwei verschiedene Kollimatoren verwendet (s. Tabelle 4).

Tabelle 4: Verwendete Kollimatoren

Anwendung	Grundlageuntersuchungen	weiterführende Untersuchungen
Hersteller	HIGHYAG	PRECITEC
kollimierter Strahldurchmesser	16 mm	8 mm

Schweißkopf

Alle weiterführenden Untersuchungen werden ausschließlich mit einem Schweißkopf durchgeführt. Dieser vereint den Kollimator und die Fokussierungsoptik in einer kompakten Baugruppe. Dabei wird das Modell YW50 des Herstellers PRECITEC verwendet.

Fokussieroptiken und Strahlgeometrien

Zur Erzeugung der verschiedenen Fokusbereiche werden insgesamt drei Fokussieroptiken mit unterschiedlichen Brennweiten f verwendet. Dabei resultieren je nach Aufbau verschiedene Laserstrahl Geometrien. Diese werden unterschieden in den Kennwerten für den Fokusbereich $d_{0,86}$, den Strahlquerschnitt $A_{d0,86}$, der Strahlqualität M^2 und der Rayleighlänge z_R . Der Fokusbereich ist der Durchmesser der Fläche auf die 86 % der emittierten Leistung auftreten. Die Rayleighlänge beschreibt die Länge in der sich ausgehend vom Fokusradius, der wirkende Strahlradius um den Faktor $\sqrt{2}$ vergrößert [13]. In Tabelle 5 sind die verwendeten Fokussieroptiken und deren Eigenschaften festgehalten.

Tabelle 5: Verwendete Fokussieroptiken

	Grundlageuntersuchung	Grundlageuntersuchung	weiterführende Untersuchungen
Hersteller	SILL OPTICS	SILL OPTICS	PRECITEC
Art	F- Theta	F- Theta	Schweißoptik
f	500 mm	230 mm	250 mm
$d_{0,86}$	65 μm	21 μm	53 μm
$A_{d0,86}$	3318 μm^2	346 μm^2	2206 μm^2
M^2	1,55	1,24	1,16
z_R	2,063 mm	0,235 mm	1,671 mm

Durch die Verwendung eines F-Theta- Objektives wird der Laserstrahlfokus auf der gesamten Fläche des Scanfeldes in einer Ebene gehalten. Daher werden diese auch als Planfeldoptik bezeichnet. Diese Eigenschaft ist notwendig um auf der gesamten Bearbeitungsfläche mit einem nahezu konstanten Fokus arbeiten zu können. Der Abbildungsfehler, genannt Bildwölbung, kann jedoch nicht vollständig beseitigt werden. Andernfalls würde eine stärker gekrümmte Fokusfläche entstehen, wodurch der Strahldurchmesser auf dem Werkstück nicht konstant gehalten werden kann. Abbildung 13 zeigt schematisch diese Funktionsweisen.

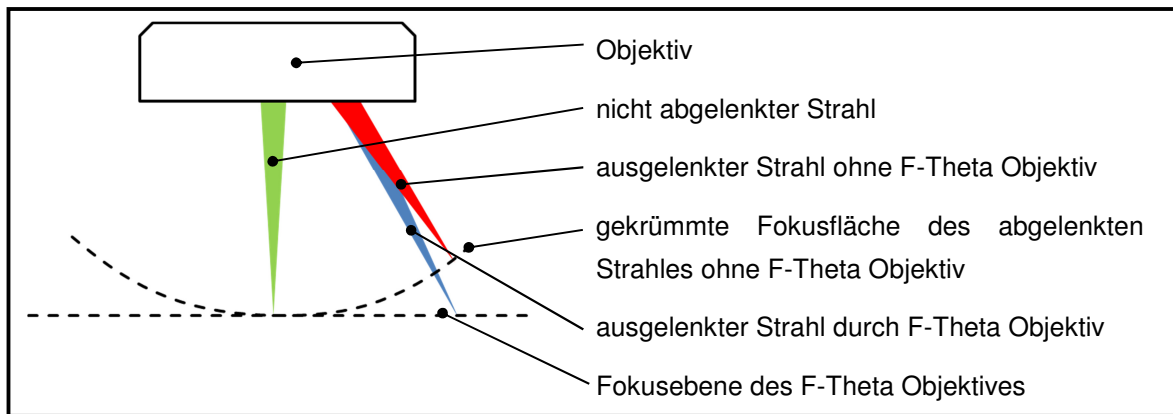


Abbildung 13: Schematische Funktion eines F-Theta Objektives

Schweißkopf

Alle weiterführenden Untersuchungen werden ausschließlich mit einem Schweißkopf durchgeführt. Dieser vereint den Kollimator und die Fokussierungsoptik in einer kompakten Baugruppe. Dabei wird das Modell YW50 des Herstellers PRECITEC verwendet.

Scanner und Achssystem

Die Relativbewegung zwischen Laserstrahl und Werkstück wird in den grundlegenden Untersuchungen mit einem Galvanometerscanner des Herstellers RAYLASE (Typ: SS-LD-30) realisiert. Dabei können mit Hilfe eines Spiegelsystems sehr hohe Schweißgeschwindigkeiten erreicht werden. Für die Brennweite 500 mm sind Spitzengeschwindigkeiten von bis zu 2580 m/min und für die Brennweite 230 mm bis zu 1200 m/min möglich.

In den weiterführenden Untersuchungen wird die Relativgeschwindigkeit zwischen Laserstrahl und Werkstück über ein linear- Achssystem des Herstellers AEROTECH realisiert. Dies zeichnet sich durch eine hohe Positionierungsgenauigkeit aus. Aufgrund der Trägheit der Achsen muss jedoch eine Beschleunigungs- und Abbremsstrecke beachtet werden. Dadurch steht bei Spitzengeschwindigkeiten nur eine begrenzte Nutzstrecke zur Verfügung. Messungen ergaben, dass eine konstante Geschwindigkeit von bis zu 90 m/min bei einer Nutzstrecke von 70 mm erreicht werden kann. Höhere Geschwindigkeiten sind bei einer geringeren Nutzstrecke oder einer geringeren Gewichtslast der Achse möglich.

Cross- Jet und Cross- Düse

Beim Laserschweißen wird zum Schutz der Fokussierlinse ein sogenannter Cross- Jet eingesetzt. Dadurch soll vermieden werden, dass zurückgeworfenes Material bei der Bearbeitung (Funken, Spritzer oder Schmauch) die Fokussierungslinse bzw. das Schutzglas beschädigt oder verschmutzt. Dies wird erreicht, indem ein Gasstrom direkt über der Bearbeitungsstelle quer zur Laserstrahlrichtung wirkt. Dazu wird für die grundlegenden Untersuchungen eine Flachdüse des Herstellers LECHNER (Baureihe 600.283) verwendet.

Im Verlauf der Untersuchungen wird der Cross- Jet durch eine Cross- Düse ersetzt. Der Unterschied zwischen Cross- Jet und Cross- Düse besteht darin, dass die Cross- Düse primär zur Beeinflussung der vom Tiefschweißprozess induzierten Dampfplasmafackel eingesetzt wird. Dazu wird eine Baugruppe aus zwei Flachdüsen verwendet. Abbildung 14 zeigt die Cross- Düse.



Abbildung 14: Cross- Düse

Schutzgasdüse

Bei der Schutzgasdüse handelt es sich um ein offenes Rohr mit dem Innendurchmesser 13 mm. Diese ist in einem 45 ° Winkel entlang der Schweißvorschubachse direkt auf die Schweißstelle gerichtet. Die Schutzgasdüse wird ausschließlich bei den weiterführenden Untersuchungen verwendet.

Schweißvorrichtungen

Für die Grundlageuntersuchungen mittels Scanner und F-Theta Optik wird die Vorschubbewegung durch die Laserstrahlung ausgeführt. Aus diesem Grund werden die Versuchsteile in einem Maschinenschraubstock fixiert und bearbeitet. Um beim Durchschweißen eine Beschädigung des Maschinentisches zu vermeiden wird ein Schutzblech unterhalb der Probe fixiert.

Bei weiterführenden Untersuchungen mittels Schweißoptik und linear- Achssystem werden zur Fixierung der Werkstücke verschiedene Probenhalter benötigt. Hierbei muss die Beschleunigungsstrecke bis zur erforderlichen Schweißgeschwindigkeit berücksichtigt werden. Während des Versuches wird erst nach dem Einschalten der Laseremission die Verfahrbewegung des Werkstückes initiiert. Durch die Ansteuerung der linear- Achsen und des Lasers konnte es nicht realisiert werden, die Laseremission erst beim Erreichen der erforderlichen Geschwindigkeit zuzuschalten. Resultierend daraus werden verlängerte Schutzbleche vorgesehen. Dadurch soll einer Beschädigung des Achssystems, während der Werkstückbeschleunigung, durch die Laserstrahlung vorgebeugt werden. Abbildung 15 zeigt den Probenhalter für Stumpfstoßschweißversuche.

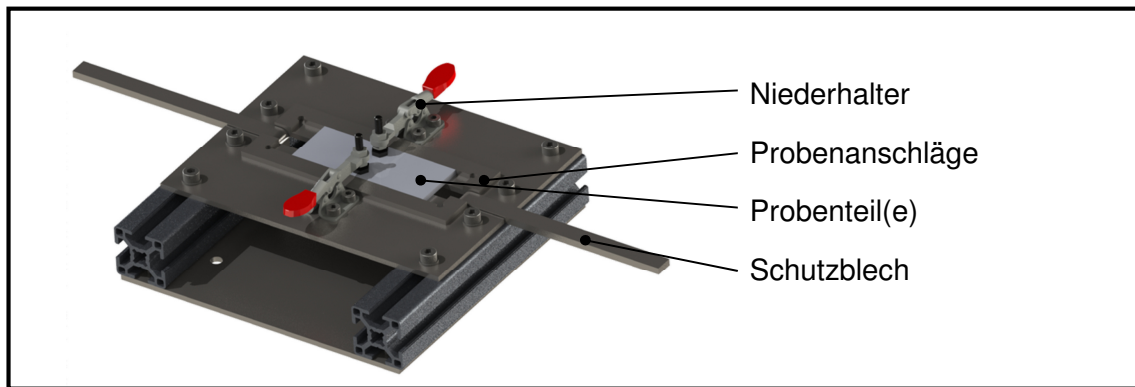


Abbildung 15: Stumpfstoßschweißvorrichtung

In Abbildung 16 ist der Probenhalter für Zugversuchsproben dargestellt. Die Probenbleche werden durch je drei Niederhalter befestigt um die Verformungen durch Schweißeigenspannungen während der Bearbeitung zu minimieren. Um die Positioniergenauigkeit durch die Vorrichtung zu gewährleisten kann ein Probenanschlag mit einer Feingewindeschraube (M6 x 0,35) verstellt werden.

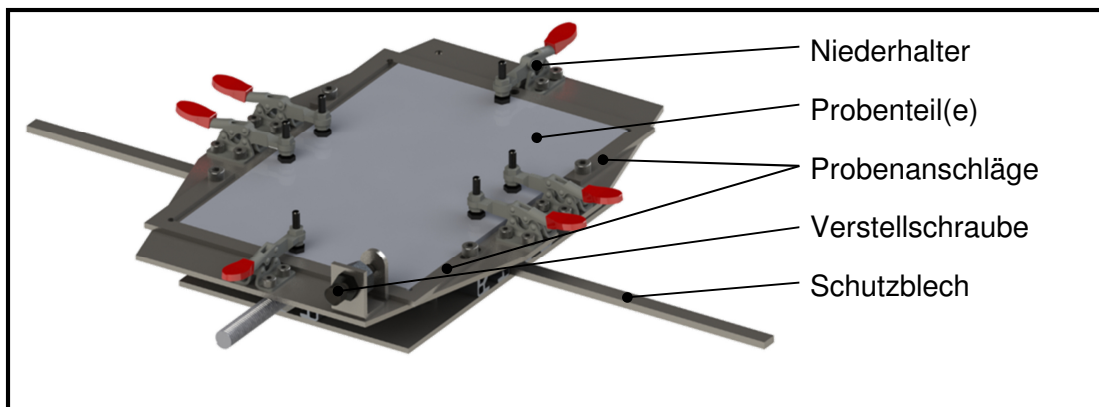


Abbildung 16: Stumpfstoßschweißvorrichtung für Zugversuchsproben

4.4 Parameter

Im folgenden Abschnitt werden die variierten und bewerteten Parameter, welche auf das Schweißergebnis Einfluss nehmen erläutert. Im Verlauf der Untersuchungen werden die einzelnen Parameter iterativ verändert um den jeweiligen Einfluss auf die Schweißgeschwindigkeit zu ermitteln. Zu den Parametern zählen im Einzelnen:

- Material und Materialstärke
- Laserleistung, Strahlfleckdurchmesser respektive Intensität
- Einstrahlwinkel und Prozessführung
- Cross- Düse

Nomenklatur der Proben

Um die Zuordnung der geschweißten Proben und der gewählten Parametern zu gewährleisten wird folgende Probenbezeichnung eingeführt (s. Abbildung 17).

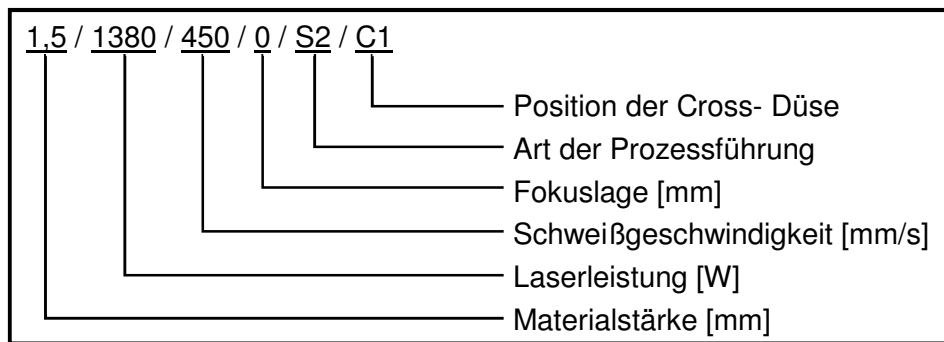
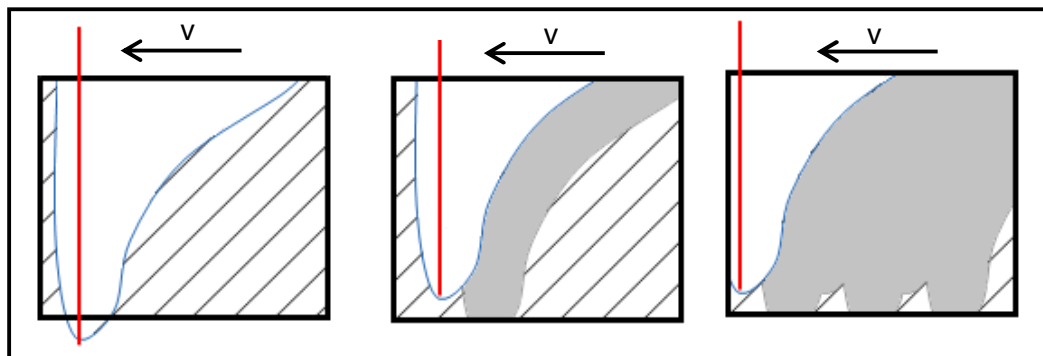


Abbildung 17: Nomenklatur der Proben

Materialstärke und vollständige Durchschweißung (Spiking)

Über die Angabe der Materialstärke wird gleichzeitig der Werkstoff definiert (s. Abschnitt 4.2.1). Dabei wird in den Grundlageuntersuchungen bis zu einer Materialstärke von 3 mm untersucht. In den weiterführenden Untersuchungen wird aufgrund eines eingeschränkten Leistungsspektrums des Lasers eine Materialstärke von bis zu 2 mm untersucht.

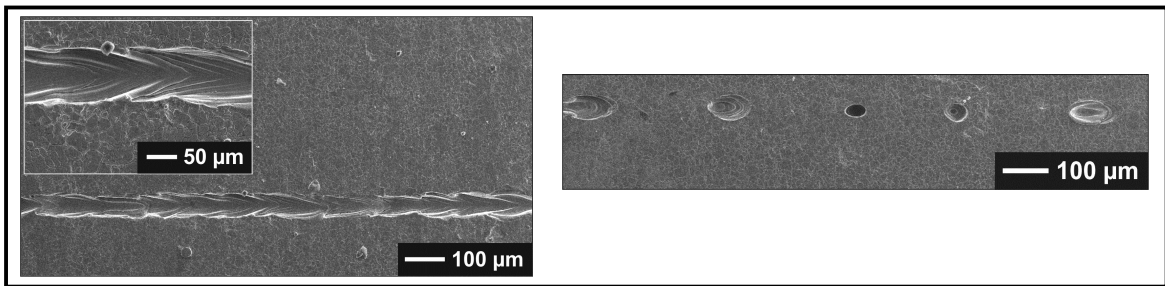
Als grundlegende Voraussetzung der Untersuchungen wird eine volle Durchschweißung durch die Materialstärke gefordert. Dabei soll eine homogen ausgebildete Wurzel entstehen. Entspricht die maximale Einschweißtiefe der Materialstärke, so tritt ein Effekt ein, der in der Schweißtechnik als Spiking bezeichnet wird. Dabei wird der Werkstoff an der Unterseite des Probenteiles nur noch sporadisch aufgeschmolzen, wodurch sich keine homogene Wurzel ausbilden kann. Abbildung 18 zeigt den schematischen Ablauf von Spiking.



links: ausgebildetes Keyhole bei voller Durchschweißung, Mitte: Relativbewegung des Keyholebodens zur Fokusebene, rechts: periodische Bewegung des Keyholebodens verursacht Spiking

Abbildung 18: Spiking schematisch

Das Spiking wird durch die periodische Relativbewegung zwischen der Strahlfokusebene und dem parabolisch ausgebildeten Boden der Dampfkapillare verursacht [44]. Dadurch wird eine unterschiedliche Reflexion und Absorption an der Kapillarwand und am Kapillarboden verursacht und eine periodische Schmelzausbildung unterstützt [45]. Spikingbehaftete Schweißnähte werden als nicht voll durchgeschweißt betrachtet. Abbildung 19 zeigt eine homogene Wurzel und ausgeprägtes Spiking.



links: homogen ausgebildete Wurzel, rechts: voll ausgebildetes Spiking

Abbildung 19: Wurzel mit Spiking

Laserleistung

Das Leistungsspektrum des Lasers wird laut Hersteller mit 300 W – 3000 W angegeben. Durch die optischen Komponenten in den Versuchen mittels Scanner und F-Theta Optik ist ein Verlust von 8 % der emittierten Leistung zu verzeichnen. Der resultierende Leistungsbereich wird für die Versuche in fünf Stufen eingeteilt. Dabei ergeben sich für die auf dem Werkstück applizierten Leistungen 920 W, 1380 W, 1840 W, 2300 W und 2760 W.

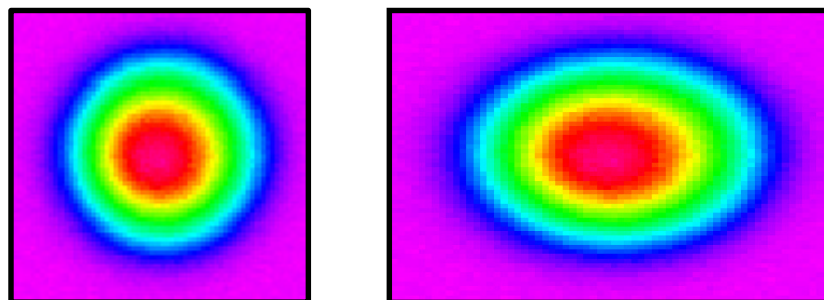
Bei den weiterführenden Untersuchungen steht laserseitig ein Leistungsspektrum von ca. 200 W bis 2000 W zur Verfügung. Ein Leistungsverlust durch die Strahlführung wird dabei als vernachlässigbar gering eingestuft. Somit werden auf dem Werkstück die Leistungen 920 W, 1380 W und 1840 W appliziert, um eine Vergleichbarkeit mit den Grundlagueuntersuchungen zu gewährleisten.

Strahlfleckdurchmesser / Strahlfleckquerschnitt

Der wirkende Strahlfleckdurchmesser bzw. der Strahlfleckquerschnitt auf der Probe wird in den Versuchen über mehrere Möglichkeiten beeinflusst.

- Nutzung verschiedener Fokussieroptiken (s. Tabelle 5)
- Schräge Einstrahlung mit Elliptischem Querschnitt

In weiteren Untersuchungen wird mittels Schweißoptik der Lasereinstrahlwinkel α auf das Werkstück verändert. Dabei verändert sich der wirkende, kreisförmige Strahlquerschnitt zu einer Ellipse. Es wird angenommen, dass das Strahlprofil entsprechend des Einfallswinkels lediglich entlang der Längsachse der Ellipse verzerrt wird (s. Abbildung 20).

links: Strahlquerschnitt bei senkrechter Einstrahlung, rechts: Strahlquerschnitt bei $\alpha = 45^\circ$ Einstrahlung**Abbildung 20: Strahlquerschnitt bei senkrechter- und schräger Einstrahlung**

Der wirkende Strahlquerschnitt wird dabei mit

$$A(\alpha) = \frac{\pi \cdot w^2}{\cos \alpha} \quad \text{Gleichung (5)}$$

berechnet. Tabelle 6 zeigt die genutzten Einstrahlwinkel und die dabei entstehenden Strahlquerschnitte auf der Werkstückoberfläche.

Tabelle 6: Einstrahlwinkel und resultierender Strahlquerschnitt

Einstrahlwinkel	resultierender Strahlquerschnitt
0 °	2206 μm^2
12,5 °	2259 μm^2
25 °	2434 μm^2
37,5 °	2780 μm^2
45 °	3120 μm^2
60 °	4412 μm^2

Intensität

Da es sich bei der hier vorliegenden Laserstrahlung um eine annähernd gaußverteilte Strahlung handelt, werden Intensitätskennwerte auf die Spitzenintensität I_0 bezogen. Diese werden für senkrechte Einstrahlung mit kreisförmigem Strahlquerschnitt nach Gleichung (1) ermittelt. Für den elliptischen Querschnitt wird die Spitzenintensität mit

$$I_0(\alpha) = \frac{2 \cdot P \cdot \cos \alpha}{\pi \cdot w^2} \quad \text{Gleichung (6)}$$

bestimmt.

Schweißgeschwindigkeit

Die maximale Schweißgeschwindigkeit beschreibt den Untersuchungsschwerpunkt in der vorliegenden Arbeit. Diese orientiert sich am Auftreten der Effekte Humping und Spiking.

Die Variation der Schweißgeschwindigkeit wird in Stufen, entsprechend Tabelle 7 vorgenommen. Grund dafür ist der degressive Verlauf der Einschweißtiefe in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit (s. Abbildung 5).

Tabelle 7: Gewählte Schweißgeschwindigkeiten

Schweißgeschwindigkeit [mm/s]	Geschwindigkeitsvariation [mm/s]
80 - 400	30 und 40
400 - 1000	50
1000 - 2200	100

Prozessführung stechend und schleppend

Mit den Untersuchungen zur stechenden und schleppenden Prozessführung soll auf die Schmelzbaddynamik Einfluss genommen werden. Dabei wird der Laserstrahl über den definierten Winkel α auf das Werkstück geführt. Es wird festgelegt, dass eine stechende Prozessführung durch positive Winkel und eine schleppende Prozessführung

durch negative Winkel beschrieben wird. Diese werden entsprechend Abbildung 21 genutzt.

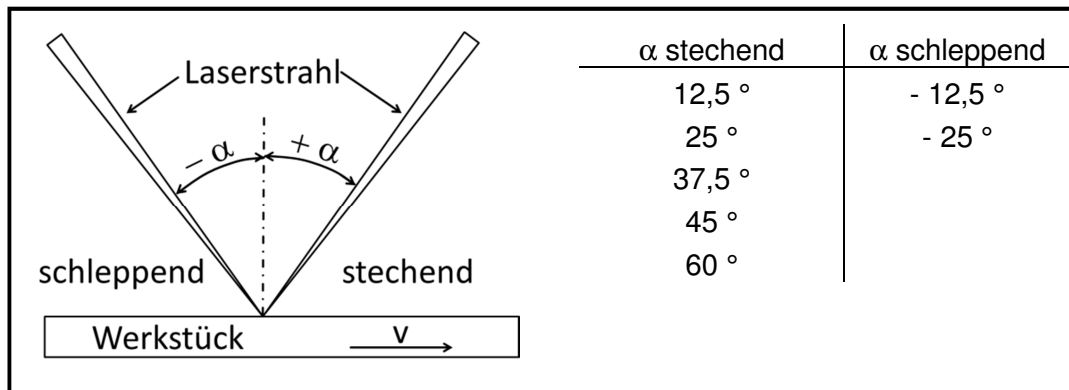


Abbildung 21: Stechende und schleppende Prozessführung

Cross- Düse

Mit der Nutzung der Cross- Düse soll auf die Ausbreitung und Geometrie, der durch das Lasertiefschweißen induzierten Plasmafackel, Einfluss genommen werden. Die Cross- Düse, bestehend aus zwei Flachstrahldüsen (s. Abbildung 14), wird jeweils mit einem Betriebsdruck von 5,2 bar betrieben. Dadurch wird pro Düse ein Volumenstrom von ca. 36 m³/h und eine Blaskraft von ca. 4 N umgesetzt [46]. Es werden drei verschiedene Cross- Düsenstellungen untersucht, C1, C2 und C3. Abbildung 22 zeigt die schematische die Anordnung der Cross- Düse und die verwendeten Parameter. Bei den Anordnungen C2 liegt der angenommene Strömungsmittelpunkt (l_2) unterhalb der Werkstückoberfläche.

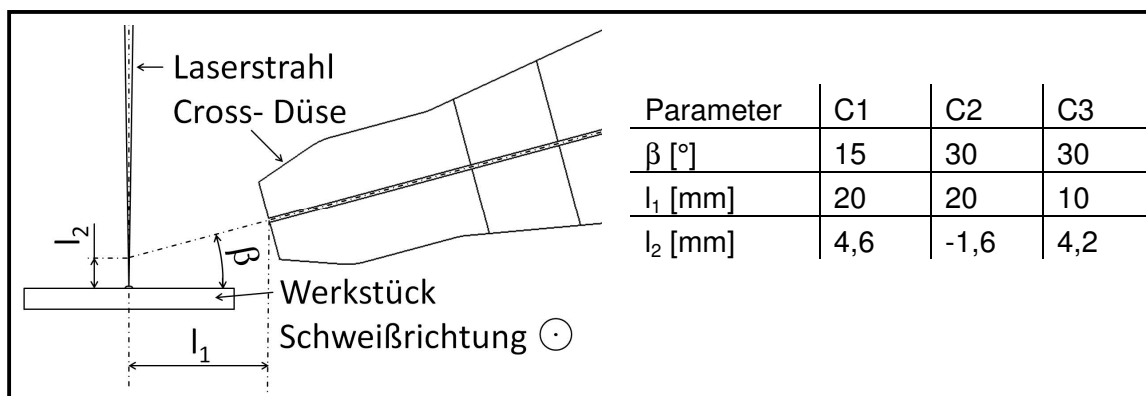


Abbildung 22: Anordnung der Cross- Düse und verwendete Parameter

Anwendung des Schutzgases Stickstoff

Durch die Anwendung von Schutzgas können positive Effekte für die Schweißbarkeit erzielt werden. Unter anderen können dadurch Oxidationen auf der Werkstückoberfläche, Legierungsabbrand während des Schweißvorganges, Entfestigungen und Korrosionsmindernde Wirkungen unterbunden werden. Die Untersuchungen zur Schutzgaswirkung werden mit einem Volumenstrom von 36 l/min bei einem Rohrdurchmesser von 13 mm durchgeführt.

Zusammengefasste Parameter

Abschließend werden die genutzten Versuchsparameter in Tabelle 8 zusammengefasst.

Tabelle 8: Zusammenfassung der Versuchsparameter

	Grundlage- untersuchung	Grundlage- untersuchung	weiterführende Untersuchungen
Versuchsaufbau	Galvanometer- scanner mit F-Theta Optik	Galvanometer- scanner mit F-Theta Optik	linear- Achssystem mit Schweißkopf
Brennweite [mm]	230	500	250
Laserleistungsbereich [W]	920 bis 2760	920 bis 2760	920 bis 1840
Schweißgeschwindigkeit [mm/s]	80 bis 2200	167 bis 1400	150 bis 1400
Fokusbereich [mm]	65	21	53
Strahlquerschnitt auf der Probe [mm ²]	3318	346	2206
stechende und schlep- pende Prozessführung [°]			- 25 bis 60
Cross- Düse			C1, C2, C3 mit Volumenstrom ca. 36 m ³ /h und Blas- kraft von ca. 4 N
Schutzgas Volumenstrom [l/min]			36

5 Ergebnisse

5.1 Grundlageuntersuchungen mit Galvanometerscanner und F-Theta Optik

Die ersten Untersuchungen sollen einen Überblick geben in welchen Bereichen die maximalen Schweißgeschwindigkeiten in Abhängigkeit grundlegender Parameter liegen. Dabei werden die Einflüsse unterschiedlicher Laserleistungen, Werkstoffe und Materialstärken untersucht. Als Bewertungskriterium der Schweißnähte wird die Schweißgeschwindigkeit betrachtet, bei der kein Humping sowie kein Spiking auftritt. Als Schweißnahtgeometrie werden die Nahtbreite, die Nahtüberhöhung sowie der Wurzelrückfall untersucht.

5.1.1 Durchschweißung / Spiking

In Abbildung 23 ist die maximale Schweißgeschwindigkeit in Bezug auf Spiking für den Strahlfleckdurchmesser $65\text{ }\mu\text{m}$ dargestellt. Diese wird in Abhängigkeit der applizierten Laserleistung bzw. Intensität, der Materialstärke und des Materials dargestellt.

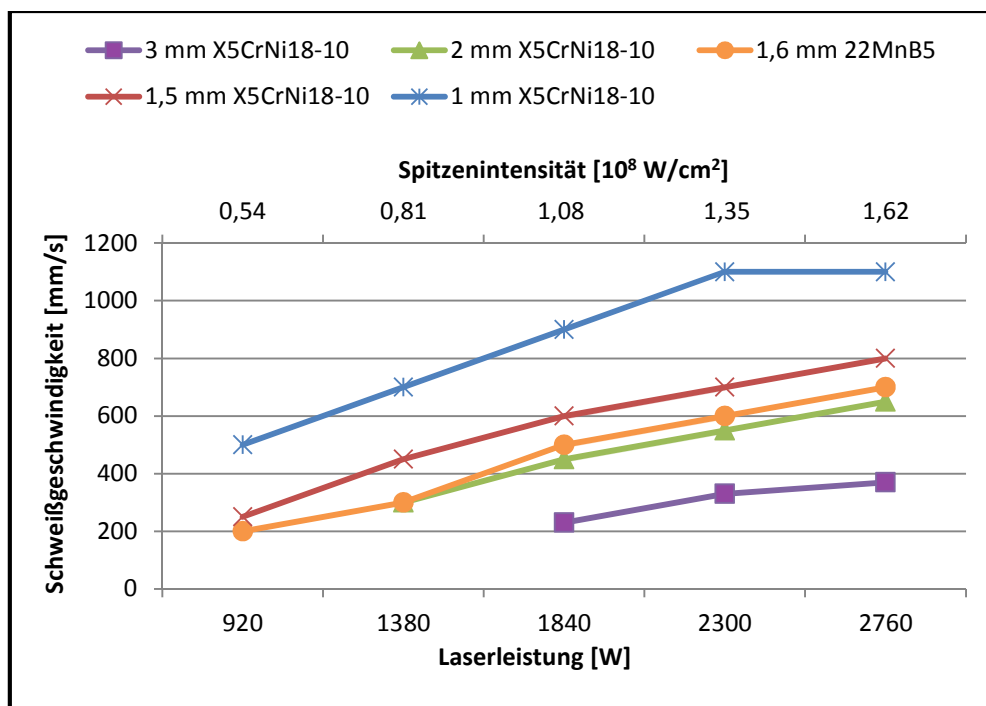


Abbildung 23: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Spitzenintensität, Laserleistung, Materialstärke, Werkstoff bei $d_{0,86} = 65\text{ }\mu\text{m}$

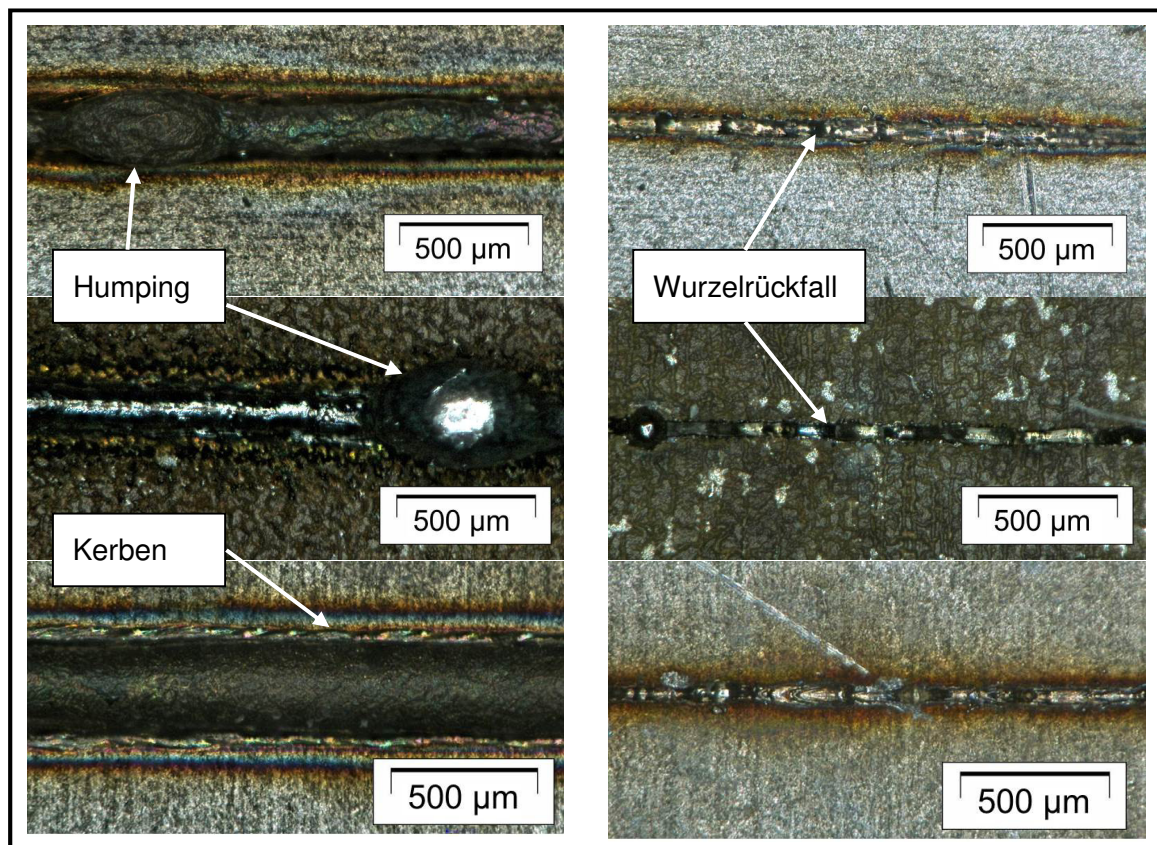
Aus dem Diagramm ist zu entnehmen, dass mit zunehmender Materialstärke bei konstanter Laserleistung die Schweißgeschwindigkeit abnimmt. So konnten bei einer ap-

plizierten Leistung von 2760 W für eine Materialstärke von 1 mm X5CrNi18-10 eine maximale Geschwindigkeit von 1100 mm/s realisiert werden. Die maximale Schweißgeschwindigkeit für 3 mm Materialstärke liegt für eine Leistung von 2760 W bei 370 mm/s.

Die Kennlinie des Werkstoffes 22MnB5 mit der Materialstärke 1,6 mm zeigt keine maßgeblichen Abweichungen zu den Werten des Werkstoffes X5CrNi18-10. Dadurch wird angenommen, dass sich bei dem Strahlfleckdurchmesser 65 μm die Durchschweißbarkeit beider Werkstoffe nicht unterscheidet.

Bei Betrachtung einer konstanten Materialstärke zeichnet sich mit zunehmender Leistung ein leicht degressiver Verlauf ab. Aus diesem Grund wird vermutet, dass im weiteren Verlauf eine Stagnation der Schweißgeschwindigkeit zu erwarten ist.

Abbildung 24 zeigt das Nahtaussehen der Blechstärken 1 mm und 3 mm des Werkstoffes X5CrNi18-10 sowie 1,6 mm des Werkstoffes 22MnB5 bei den maximal umgesetzten Schweißgeschwindigkeiten ohne Spiking.



P = 2760 W, links: Nahtoberseite, rechts: Wurzel: oben: t = 1 mm X5CrNi18-10, v = 1100 mm/s, Mitte: t = 1,6 mm 22MnB5, v = 700 mm/s, unten: t = 3 mm X5CrNi18-10 v = 370 mm/s

Abbildung 24: Nahtaussehen bei maximalen Geschwindigkeiten

Dabei ist zu erkennen, dass die Nahtoberflächen Unregelmäßigkeiten wie Humping oder Kerben aufweisen. Zudem wird an den Schweißnahtwurzeln Wurzelrückfall beobachtet.

Ein ähnliches Verhalten ist bei Verwendung des Strahlfleckdurchmessers 21 μm zu verzeichnen (s. Abbildung 25).

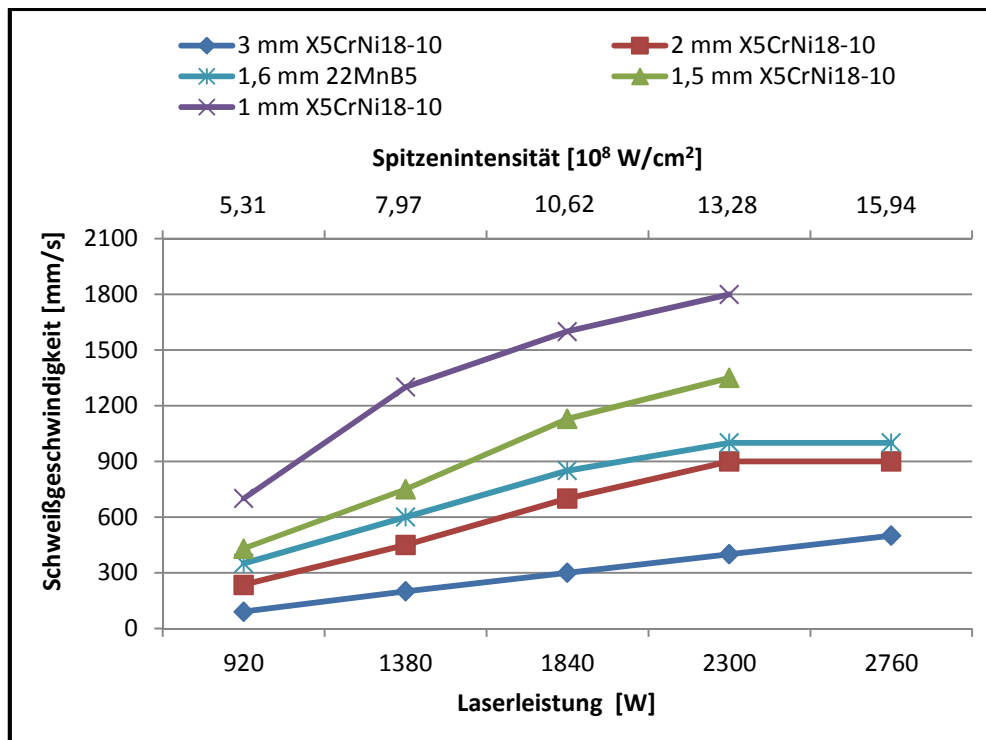
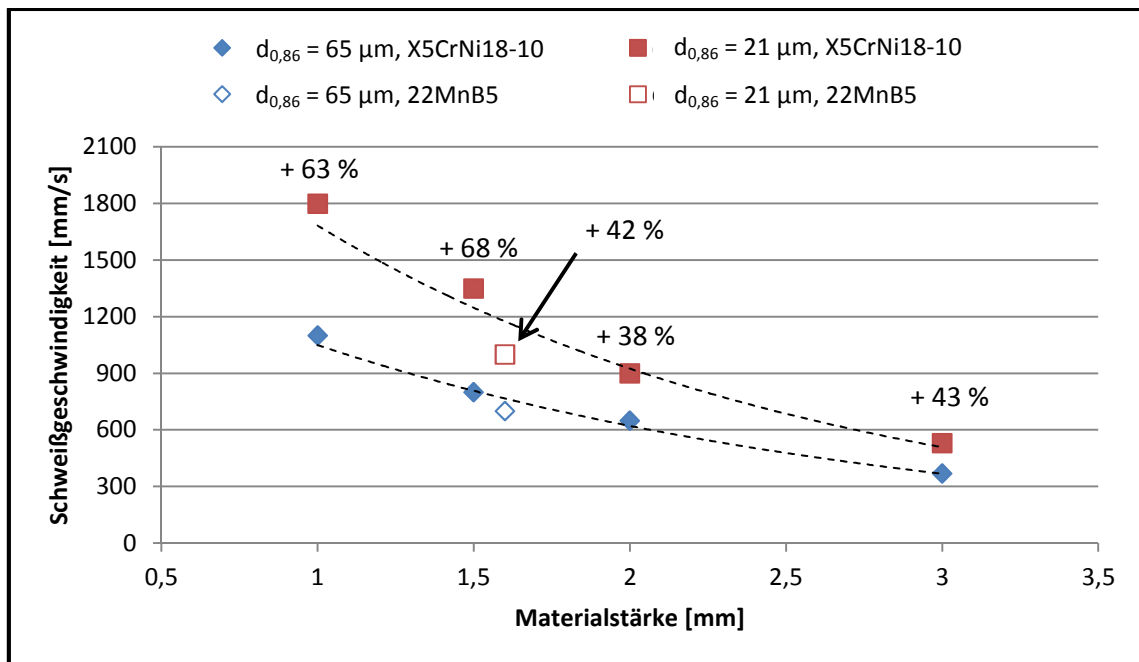


Abbildung 25: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Spitzenintensität, Laserleistung, Materialstärke, Werkstoff bei $d_{0,86} = 21 \mu\text{m}$

Dabei zeichnet sich ab, dass mit zunehmender Laserleistung die Schweißgeschwindigkeit linear ansteigt. Dieser Effekt tritt unabhängig von der Materialstärke, bei Geschwindigkeiten bis 850 mm/s auf. Ein degressiver Verlauf deutet sich für Schweißgeschwindigkeiten oberhalb von 850 mm/s an. Dem Diagramm ist eine maximale Schweißgeschwindigkeit von 1800 mm/s zu entnehmen. Dies konnte bei 1 mm X5CrNi18-10 mit einer applizierten Laserleistung von 2300 W erreicht werden. Bei den Materialstärken 1 mm und 1,5 mm konnte, aufgrund einer Rückreflexion der Laserstrahlung in den Strahlgang, die Leistung 2760 W nicht untersucht werden. Die Materialstärke 3 mm wird bei einer Leistung von 2760 W mit einer Geschwindigkeit von 450 mm/s voll durchgeschweißt. Der 1,6 mm Borstahl zeigt hier, im Vergleich zu Abbildung 23, einen geringfügig flacheren Anstieg als der vergleichbare 1,5 mm X5CrNi18-10. Dies deutet auf einen werkstoffbedingten Einfluss bei Verringerung des Fokusbereichs hin. Das könnte durch die höhere Wärmeleitfähigkeit gegenüber dem X5CrNi18-10 begründet werden. Dabei wird ein größerer Teil der induzierten Wärme in den Grundwerkstoff abgeleitet und steht damit für den Schmelzvorgang nichtmehr zur Verfügung.

Den direkten Vergleich der erreichten Schweißgeschwindigkeiten für die Strahlfleckdurchmesser 65 μm und 21 μm zeigt Abbildung 26. Dabei wird die maximale Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Materialstärke und des Werkstoffes dargestellt.



$P(d_{0,86} = 21 \mu\text{m}, 1 \text{ mm und } 1,5 \text{ mm X5CrNi18-10}) = 2300 \text{ W}$, $P(\text{andere}) = 2760 \text{ W}$

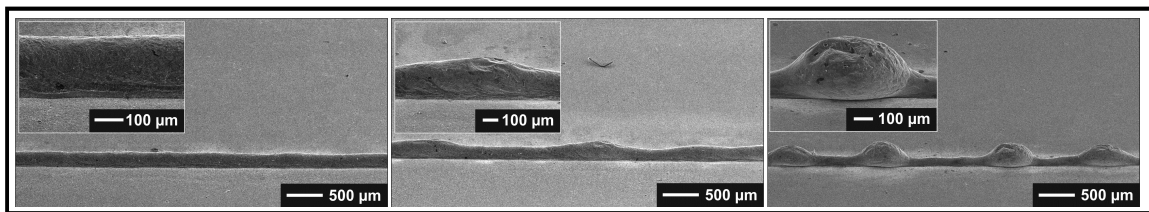
Abbildung 26: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Strahlfleckdurchmesser, Materialstärke, Werkstoff

Es wird veranschaulicht, dass bei beiden Strahlfleckdurchmessern mit zunehmender Materialstärke jeweils geringere Schweißgeschwindigkeiten umsetzbar sind. Eine detailliertere Betrachtung bestätigt den bekannten hyperbolischen Zusammenhang zwischen Materialdicke bzw. Einschweißtiefe und Schweißgeschwindigkeit (vgl. Abbildung 5). Durch die Nutzung des kleineren Strahlfleckdurchmessers kann eine Geschwindigkeitssteigerungen zwischen 42 % und 68 % erreicht werden. Die Geschwindigkeitssteigerung bei dem Material 22MnB5 fällt dabei am niedrigsten aus. Dies wird ebenfalls durch die höhere Wärmeleitfähigkeit gegenüber dem X5CrNi18-10 begründet.

5.1.2 Humping

In der folgenden Untersuchung werden die Schweißnähte hinsichtlich Humping beurteilt. Vorab sei erwähnt, dass für den Strahlfleckdurchmesser $21 \mu\text{m}$ keine humping-freien Schweißnähte oberhalb einer Schweißgeschwindigkeit von 80 mm/s erzeugt werden konnten. Somit beziehen sich die folgenden Ergebnisse lediglich auf den Strahlfleckdurchmesser $65 \mu\text{m}$.

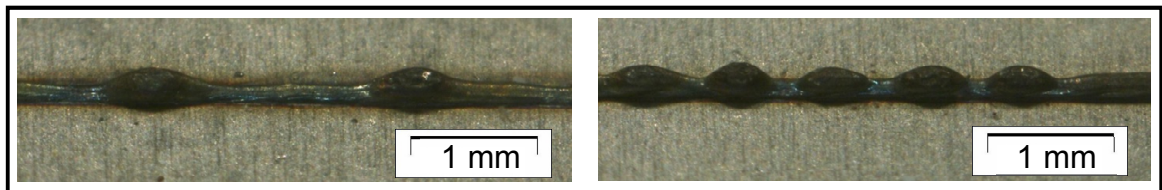
Humping tritt bei der allmählichen Änderung von Schweißparameter nicht abrupt auf. Bei zunehmender Schweißgeschwindigkeit oder steigender Intensität beginnen sich die Humps regelmäßiger auszubilden. Abbildung 27 zeigt, wie sich das Humpingverhalten in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit darstellt. Dabei wird bei einer Laserleistung von 1380 W respektive einer Spitzenintensität von $1,1 \cdot 10^8 \text{ W/cm}^2$ die Schweißgeschwindigkeit von 400 mm/s auf 450 mm/s und 500 mm/s erhöht.



Betrachtungswinkel 60 °, $t = 1,5$ mm X5CrNi18-10, $P = 1380$, links: $v = 400$ mm/s homogene Schweißraupe, Mitte: $v = 450$ mm/s beginnendes Humping, rechts: 500 mm/s ausgeprägtes Humping

Abbildung 27: Allmähliches Auftreten von Humping

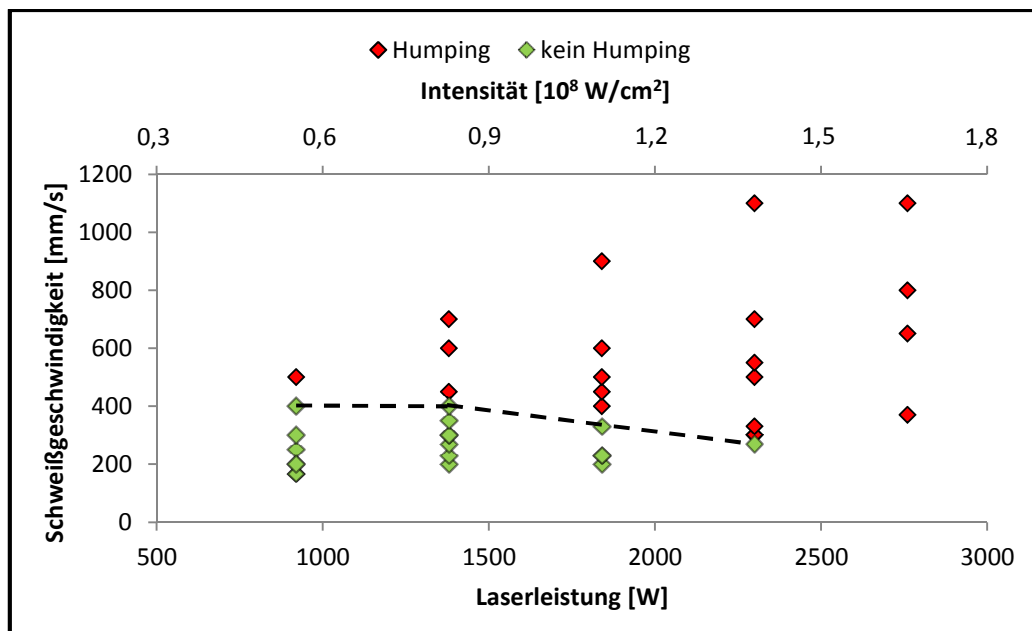
Bei einer weiteren Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit bildet sich das homogene Humping in kleiner werdenden Abständen aus (s. Abbildung 28). Wird die Geschwindigkeit darüber hinaus erhöht, tritt zunehmende Spritzerbildung ein.



Betrachtungswinkel 45 °, 2 mm X5CrNi18-10, $P = 1840$ W, $d_{0,86} = 21$ µm, links: $v = 500$ mm/s, rechts: $v = 750$ mm/s

Abbildung 28: Geschwindigkeitssteigerung bei ausgeprägtem Humping

Das Auftreten von Humping kann demzufolge in Prozessparameterbereiche eingeordnet werden. Abbildung 29 zeigt eine Unterteilung in einen Bereich ohne Humping und einen Bereiche mit Humping. Dabei wird die Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit, der Laserleistung bzw. der Spitzenintensität für den Strahlfleckdurchmesser 65 µm dargestellt.

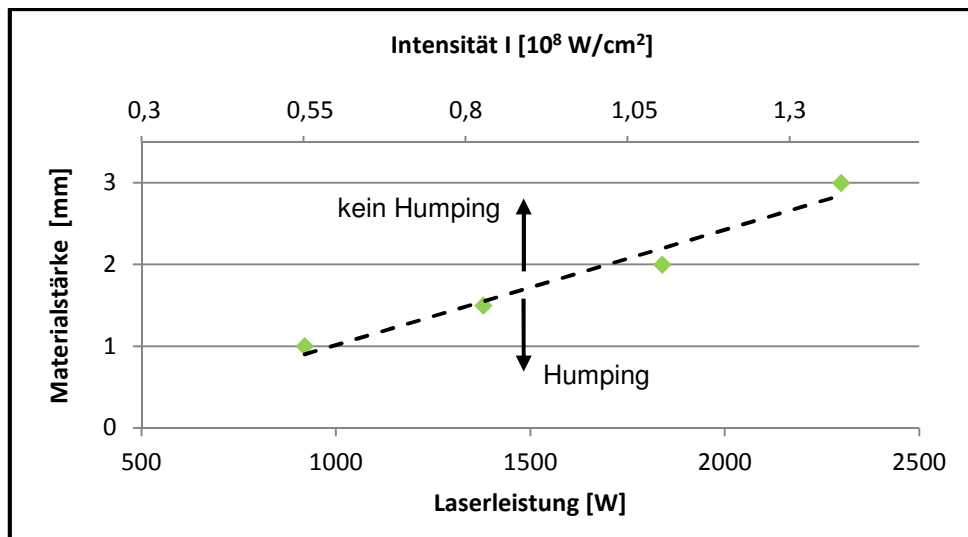


$d_{0,86} = 65$ µm, X5CrNi18-10

Abbildung 29: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Laserleistung, Intensität

Dem Graph ist zu entnehmen, dass unabhängig von der Materialstärke, respektive Einschweißtiefe ab einer Laserleistung von 920 W und Schweißgeschwindigkeit von

400 mm/s keine humpingfreien Schweißnähte erzeugt werden können. Durch eine Leistungssteigerung auf 2300 W sinkt die Schweißgeschwindigkeit auf 270 mm/s. Es wird angenommen, dass aufgrund der höheren Laserleistung das Gesamtvolumen der Schmelze zunimmt und somit die stärkere Humpingneigung verursacht wird [vgl. 28]. Daraus ergibt sich eine Abhängigkeit der Humpingneigung von der Schweißgeschwindigkeit, der durchzuschweißenden Materialstärke sowie der applizierten Laserleistung bzw. Spitzenintensität. Abbildung 30 zeigt näherungsweise eine lineare Abhängigkeit der schweißbaren Materialstärke von der genutzten Laserleistung sowie Intensität. Die Einschweißtiefe ist dabei unabhängig von der Schweißgeschwindigkeit dargestellt.

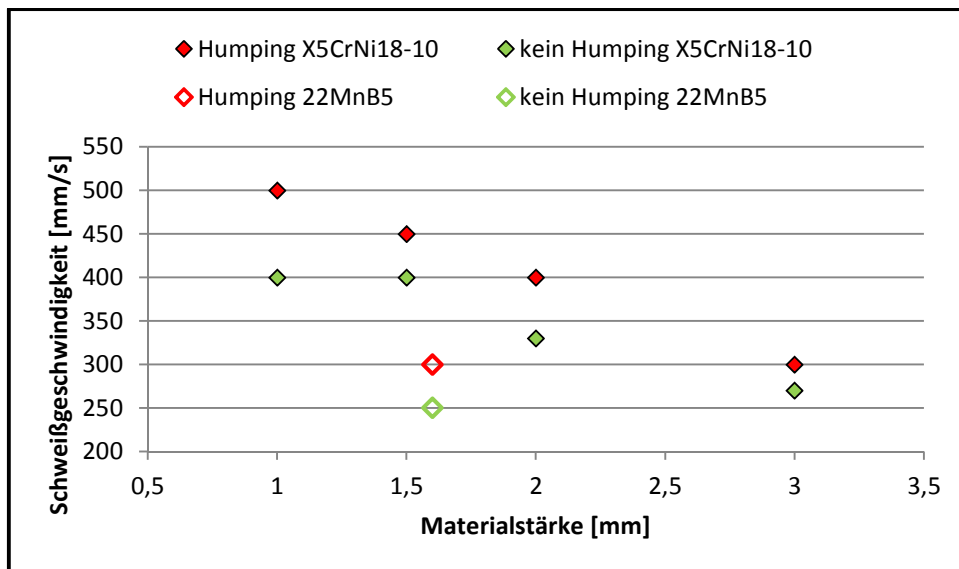


X5CrNi18-10, $d_{0,86} = 65 \mu\text{m}$

Abbildung 30: Humping in Abhängigkeit von Materialstärke, Laserleistung, Intensität

Beispielsweise können bei einer konstanten Materialstärke von 1,5 mm oberhalb einer Laserleistung von 1380 W ausschließlich humpingbehaftete Schweißnähte erzeugt werden. Daraus leitet sich ab, dass für eine definierte Materialstärke nur die nötige Laserleistung zum humpingfreien durchschweißen genutzt werden sollte. Es wird vermutet, dass eine Laserleistungs- bzw. Intensitätssteigerung lediglich das Schmelzbaddvolumen erhöht und die Schmelzbaddynamik negativ beeinflusst. Somit wird eine stärkere Humpingneigung verursacht [vgl. 28].

Im Vergleich zum X5CrNi18-10 weist der Werkstoff 22MnB5 eine Humpingneigung bei niedrigeren Schweißgeschwindigkeiten auf (s. Abbildung 31). Dies weist, wie in [34] beschrieben, auf eine Abhängigkeit des Humpings vom Werkstoff hin. Es kann davon ausgegangen werden, dass aufgrund der Legierungselemente ein verändertes Verhalten des Werkstoffes eintritt. Dies bezieht sich u.a. auf die Wärmeleitfähigkeit und Wärmeausdehnung. Gleichwohl wird eine Viskositätsänderung der Schmelze und deren Dynamik bewirkt. Durch diese Veränderung kann im Vergleich zum Werkstoff X5CrNi18-10 die stärkere Humpingneigung begünstigt werden.



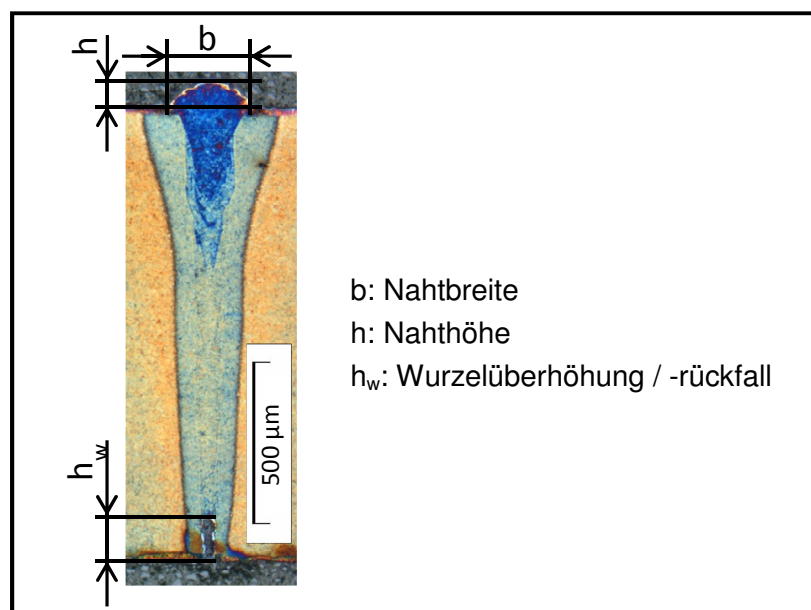
$d_{0,86} = 65 \mu\text{m}$

Abbildung 31: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Materialstärke, Werkstoff

Diese äußert sich in einer deutlich niedrigeren Schweißgeschwindigkeit des 22MnB5 gegenüber dem X5CrNi18-10 ähnlicher Materialstärke. Der 22MnB5 mit der Materialstärke 1,6 mm konnte mit einer maximalen Geschwindigkeit von 250 mm/s humpingfrei geschweißt werden. Dabei wurde eine Leistung von 1380 W bei einer Intensität von $0,83 \cdot 10^8 \text{ W/cm}^2$ umgesetzt.

5.1.3 Schweißnahtgeometrie

Die weiteren Untersuchungen beziehen sich auf die geometrischen Maße der Schweißnähte. Zur Bewertung der Schweißnahtgeometrie werden die Nahtbreite, die Nahtüberhöhung und der Wurzelrückfall bzw. die Wurzelüberhöhung betrachtet (s. Abbildung 32).



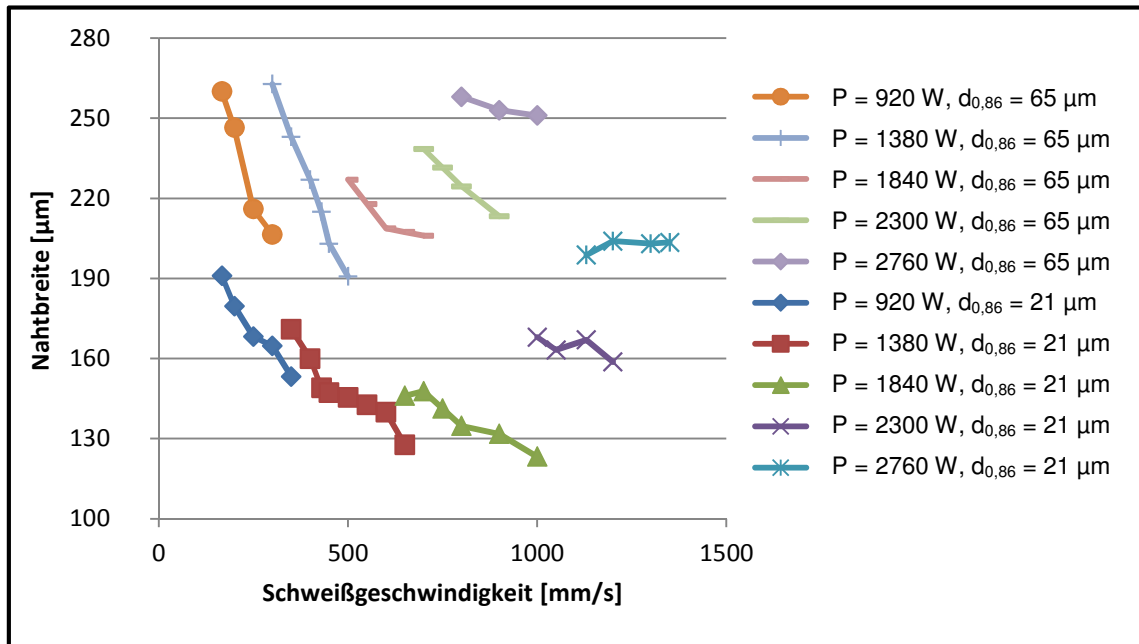
$t = 1,6 \text{ 22MnB5}$, Ätzung: Beraha 2

Abbildung 32: Schweißnahtgeometrie an metallografischem Querschliff

Die grundlegende Form der Schweißnähte kann als Nadelförmig bezeichnet werden. In vereinzelt Fällen, bei niedrigen Schweißgeschwindigkeiten und hohen Leistungen, weist die Schweißnaht eine leichte Kelchform auf.

Nahtbreite

Die Nahtbreite wird bei den Untersuchungen direkt auf der Blechoberfläche gemessen (s. Abbildung 32). Der Zusammenhang der Nahtbreite in Abhängigkeit der Schweißgeschwindigkeit, der applizierten Laserleistung sowie des Strahlfleckdurchmessers für die Materialstärke 1,5 mm des Werkstoffes X5CrNi18-10 ist in Abbildung 33 dargestellt.



t = 1,5 mm, X5CrNi18-10

Abbildung 33: Nahtbreite in Abhängigkeit von Schweißgeschwindigkeit, Laserleistung, Strahlfleckdurchmesser

Generell sind bei konstanter Leistung und steigender Schweißgeschwindigkeit sinkende Nahtbreiten zu verzeichnen. Der Effekt kann auf die dabei fallende Streckenenergie zurückgeführt werden. Diese stellt ein Maß für die Energie dar, die dem Schweißprozess zugeführt wird und kann über

$$Q = P/v \quad \text{Gleichung (7)}$$

ermittelt werden. Je mehr Energie dem Schweißprozess zugeführt wird, desto mehr Material kann aufgeschmolzen werden, wodurch sich eine breitere Schweißnaht ausbildet. Jedoch zeigt sich bei konstanten Strahlfleckdurchmesser und zunehmender Leistung ein geringerer Gradient der Schweißnahtbreite. Daher wird vermutet, dass bei einer weiteren Leistungserhöhung eine Stagnation eintritt und die Nahtbreite unabhängig von der Schweißgeschwindigkeit ausschließlich von der Laserleistung beeinflusst wird.

Bei Betrachtung einer konstanten Schweißgeschwindigkeit und eines konstanten Fokussdurchmessers steigt die Nahtbreite mit zunehmender Laserleistung. Dieser Effekt kann hauptsächlich durch die Vergrößerung des wirkenden Strahlradius begründet

werden. Dabei wird der Radius der Intensitätsschwelle zum Schmelzen des Werkstoffes infolge erhöhter Laserleistung bzw. Spitzenintensität erhöht [vgl. 13].

Bei Verwendung des Strahlfleckdurchmessers 21 μm werden im Vergleich zum Strahlfleckdurchmesser 65 μm geringere Nahtbreiten erreicht. Dies kann in erster Linie auf den geringeren wirksamen Strahlradius zum Erreichen der Intensitätsschwelle zum Schmelzen zurückgeführt werden. In Tabelle 9 sind die maximalen und minimalen Nahtbreiten sowie die genutzten Schweißparameter aufgeführt. Dabei ist ersichtlich, dass durch die Verwendung der kurzbrennweitigeren Optik mit 21 μm Fokusbereich ca. 1/3 kleinere Nahtbreiten erzeugt werden als mit 65 μm Fokusbereich. Alle, mit der kurzbrennweitigeren Optik hergestellten Schweißnähte, weisen jedoch Humping auf. Aus diesem Grund haben diese Angaben lediglich einen theoretischen Charakter, da sie für praktische Anwendungen nicht relevant sind.

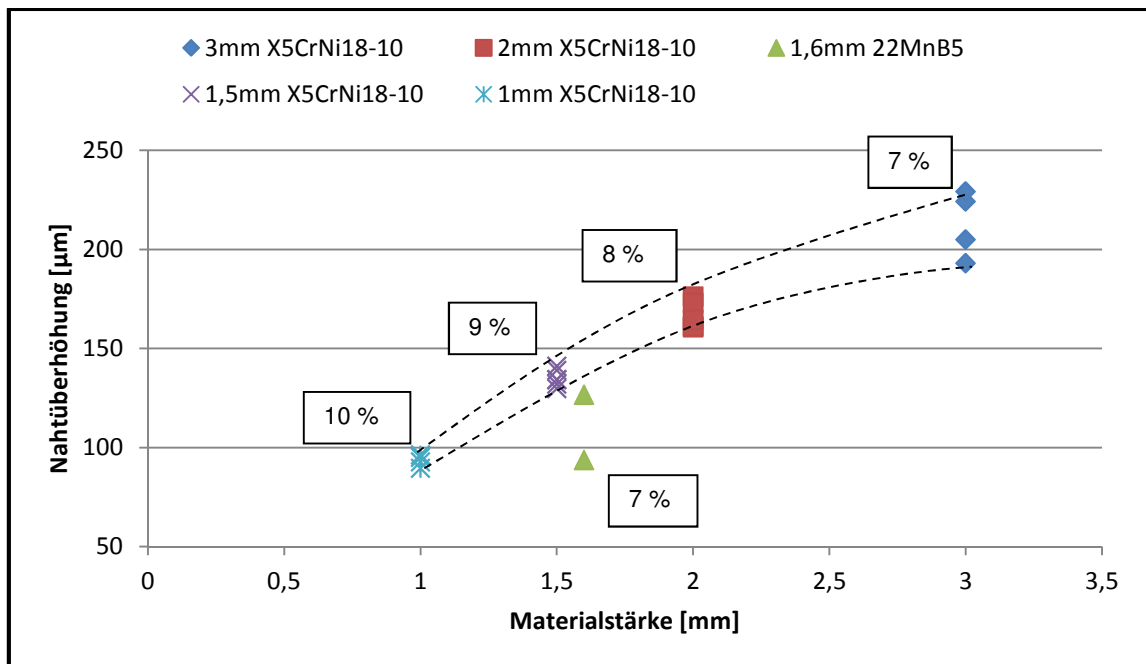
Tabelle 9: Erreichte Nahtbreiten

	Nahtbreite [μm]	$d_{0,86}$ [μm]	t [mm]	P [W]	I [10^8 W/cm^2]	v [mm/s]
Maximum	413	65	3	2760	1,6	370
	277	21	3	920	5,3	90
Minimum	155	65	1,6	2300	1,4	700
	113	21	1	920	5,3	700

Aufgrund der Vorgabe, das Material durchzuschweißen, entsprach die Einschweißtiefe der Blechdicke. Somit resultieren Aspektverhältnisse zwischen 1:7 und 1:11.

Nahtüberhöhung

In der weiteren Bewertung der Nahtgeometrie werden die Nahtüberhöhung analysiert. Für die Bestimmung der Nahtüberhöhung wurden ausschließlich voll durchgeschweißte Schweißproben ohne Humping gewählt. Dabei wird die Nahtüberhöhung an metallografisch präparierten Proben im Querschliff gemessen. Abbildung 34 zeigt den Zusammenhang von Nahtüberhöhung in Abhängigkeit der Materialstärke.



$d_{0,86} = 65 \mu\text{m}$, $P = 920 \text{ W} - 2760 \text{ W}$, $v = 167 \text{ mm/s} - 400 \text{ mm/s}$

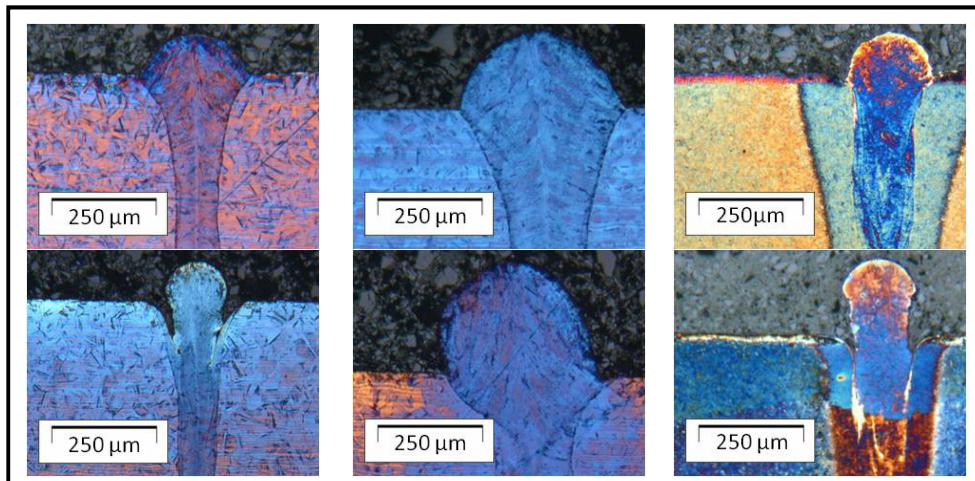
Abbildung 34: Nahtüberhöhung in Abhängigkeit der Materialstärke

Im Graph ist zu erkennen, dass unabhängig von Intensität und Schweißgeschwindigkeit die Nahtüberhöhung mit steigender Materialstärke degressiv zunimmt. Dabei beträgt die Nahthöhe für 1 mm Materialstärke des Werkstoffes X5CrNi18-10 knapp 100 µm. Die maximale Nahtüberhöhung wird bei der Materialstärke 3 mm gemessen und beträgt 230 µm. Dieses Verhalten kann auf die Vergrößerung des Schmelzbades durch die größere Einschweißtiefe zurückgeführt werden. Durch das erhöhte Schmelzvolumen wird sich eine größere Schmelzschleppe ausbilden, woraufhin mehr Volumen für die Nahtüberhöhung zur Verfügung steht. In [34] werden zu dem hohe Oberflächenspannungen in der dünnen Kapillare für das verhindern des Auffüllens des Keyholes genannt. Das Gefüge der Schweißnähte unterscheidet sich nur unwesentlich vom Grundwerkstoff, wodurch keine Volumenänderung vermutet wird. Folglich muss das Werkstück aufgrund der Volumenkonstanz eine Querschrumpfung erfahren haben, um das Material zu kompensieren welches die Nahtüberhöhung bildet.

Es ist dargestellt, dass das Verhältnis von Nahtüberhöhung zu Materialstärke mit steigender Materialstärke von 10 % auf 7 % abnimmt. Der Werkstoff 22MnB5 zeigt eine geringere Nahtüberhöhung im Gegensatz zum X5CrNi18-10 mit ähnlicher Materialstärke. Die mittlere Nahtüberhöhung bei dem 1,6 mm starken 22MnB5 beträgt 110 µm, wohingegen der 1,5 mm starke X5CrNi18-10 eine mittlere Nahtüberhöhung von 135 µm aufweist. Es wird einerseits davon ausgegangen, dass mehr Schmelze wurzelseitig vom Schweißprozess ausgetrieben wird, welche nicht zur Bildung einer Nahtüberhöhung zur Verfügung steht. Dies äußert sich in einem stark erhöhtem Funkenflug beim Schweißen des 22MnB5. Dabei ist jedoch zu beachten, dass aufgrund des erhöhten Kohlenstoffgehaltes ebenfalls ein stärkerer Funkenflug verursacht wird [vgl. 47]. Andererseits können Viskositätsunterschiede der flüssigen Phase dazu führen, dass diese schneller in das Keyhole zurückfließt. Dadurch steht ebenfalls weniger Material

zur Bildung der Nahtüberhöhung zur Verfügung. Es wird angenommen, dass die erhöhte Schweißgeschwindigkeit und die erhöhte Intensität die Schmelzbaddynamik verstärkt. Aus diesen Gründen wird das Rückfließen der flüssigen Phase in das Keyhole stärker unterbunden.

Die vertikale Streuung der Nahtüberhöhung bei konstanter Materialstärke wird verursacht durch die unterschiedlichen Leistungs- und Geschwindigkeitsparameter. Dabei wird beobachtet, dass bei hohen Leistungen und Geschwindigkeiten eine stärkere Nahtüberhöhung auftritt. Abbildung 35 zeigt dies am Werkstoff X5CrNi18-10 mit der Materialstärke 1 mm und 3 mm sowie am 22MnB5 mit 1,6 mm Materialstärke.



Parameter: t [mm] / P [W] / v [mm/s], links und Mitte X5CrNi18-10 Ätzung LB2, rechts 22MnB5 Ätzung Beraha 2, l.o. 1 / 920 / 300, l.u. 1 / 2760 / 1100, m.o. 3 / 1840 / 200, m.u. 3 / 2760 / 370, r.o. 1,6 / 920 / 200, r.u. 1,6 2760 / 800

Abbildung 35: Geometrie der Nahtüberhöhung in Abhängigkeit von Laserleistung, Schweißgeschwindigkeit, Materialstärke, Werkstoff

Generell sind Schweißnahtüberhöhungen beim Laserstrahlschweißen ein bekanntes Phänomen. Aus diesem Grund wird in [48] darauf hingewiesen, dass eine maximale Nahtüberhöhung nach Bewertungsgruppe B einen Wert von

$$h \leq 0,2 \text{ mm} + 0,15 \cdot t \text{ oder } 5 \text{ mm} \quad \text{Gleichung (8)}$$

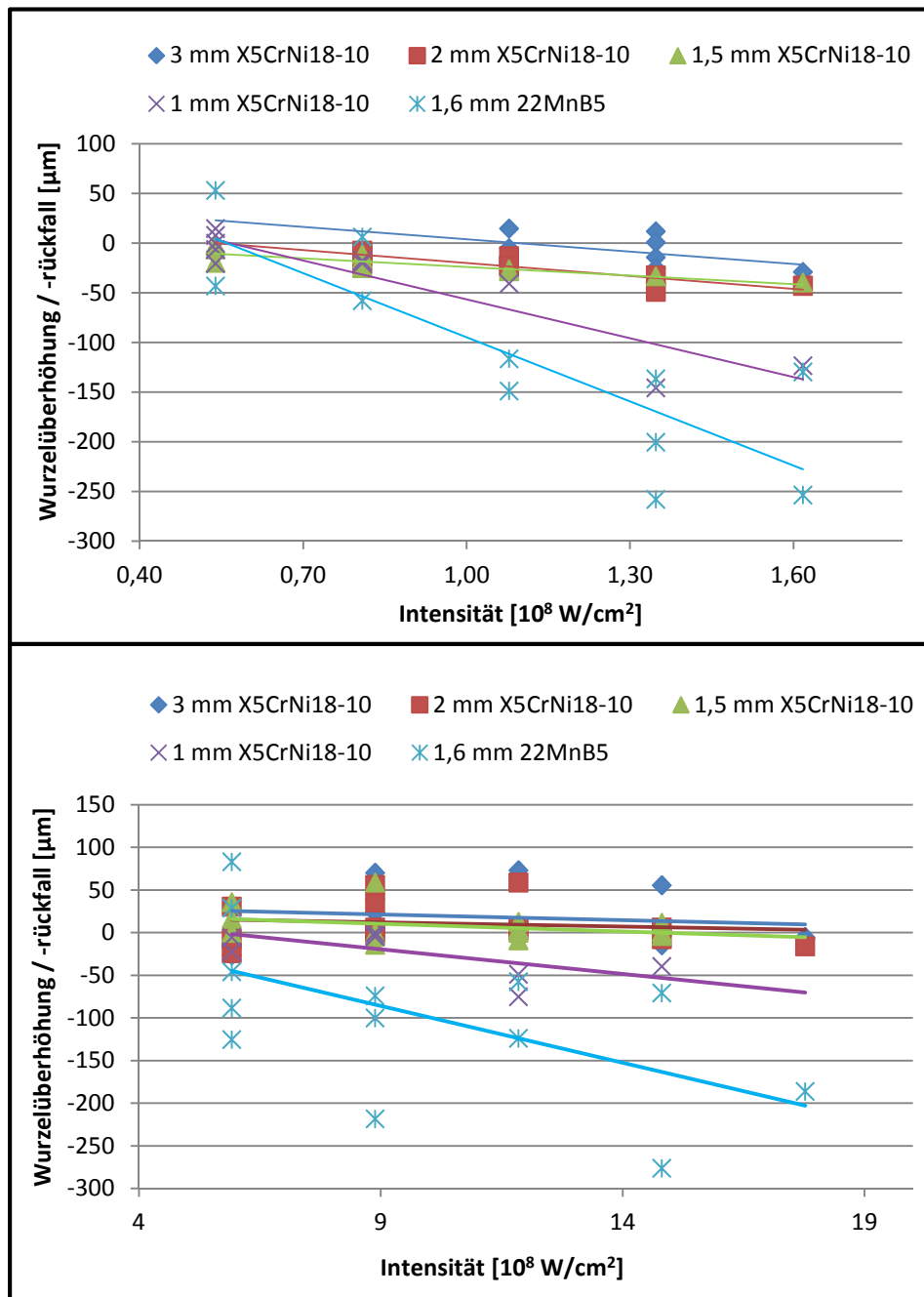
nicht überschreiten darf. Wobei der kleinere Wert zutreffend ist. Denn bei starken Nahtüberhöhungen treten erhöhte Kerbspannungen im Bauteil auf. Sämtliche hier ermittelten Nahtüberhöhungen liegen unterhalb der kritischen Marke. Jedoch wird darauf hingewiesen, dass aufgrund zusätzlicher Einbrandkerben (s. Abbildung 35 links unten) bei hohen applizierten Intensitäten und hohen Geschwindigkeiten ebenfalls erhöhte Kerbspannung resultieren. Aus diesem Grund haben diese Schweißnähte für praktische Anwendungen keine Relevanz.

Wurzelüberhöhung / - rückfall

Die Wurzelüberhöhung und speziell der Wurzelrückfall stellen für die Schweißbeignung eine besondere Problemstellungen dar. Hierbei entstehen erhebliche Kerbwirkungen oder Querschnittsänderungen, die die Bauteilbelastbarkeit beeinträchtigen. Für voll durchgeschweißte Schweißnähte wird als Wurzelüberhöhung die Geometrie bezeich-

net, bei der das Schweißgut über das eigentliche Grundmaterial erhaben ist. Der Wurzelrückfall beschreibt die Geometrie, bei der das Schweißgut das entstandene Keyhole wurzelseitig nicht komplett ausfüllt. Diese Schweißnahtunregelmäßigkeiten wurden an metallografisch präparierten Querschliffen ermittelt.

In Abbildung 36 ist die Wurzelüberhöhung / -rückfall in Abhängigkeit der applizierten Intensität, der Materialstärke und des Werkstoffes für die Strahlfleckdurchmesser 65 μm und 21 μm dargestellt. Dabei wird die Abhängigkeit von der Schweißgeschwindigkeit nicht berücksichtigt.



oben $d_{0,86} = 65 \mu\text{m}$, unten $d_{0,86} = 21 \mu\text{m}$

Abbildung 36: Wurzelüberhöhung in Abhängigkeit von Intensität, Materialstärke, Werkstoff

Es zeichnet sich tendenziell ab, dass mit zunehmender Intensität die Wurzelüberhöhung in einen Wurzelrückfall übergeht. Dies gilt für beide Strahlfleckdurchmesser, jedoch zeigt sich dieser Effekt für die langbrennweitigere Optik etwas deutlicher. Es wird einerseits davon ausgegangen, dass sich der Druck des Dampfplasmas in der Kapillare aufgrund steigender Intensität erhöht. Dadurch wird das Schmelzgut wurzelseitig ausgetrieben. Andererseits kann aufgrund der höheren Intensität mehr Wärme induziert werden. Dadurch entsteht eine niedrigviskosere Schmelze, die durch den Dampfplasmadruck leichter ausgetrieben werden kann. So wurden bspw. für den Strahlfleckdurchmesser $65\text{ }\mu\text{m}$ bei einer applizierten Intensität von $0,81 \cdot 10^8\text{ W/cm}^2$ an 2 mm dicken Proben X5CrNi18-10 ein Wurzelrückfall von $-7\text{ }\mu\text{m}$ gemessen. Der maximale Wurzelrückfall von $-43\text{ }\mu\text{m}$ wurde bei einer applizierten Intensität von $1,62 \cdot 10^8\text{ W/cm}^2$ gemessen. Bei der Verwendung des kleineren Fokusbereichs von $21\text{ }\mu\text{m}$ wurden für die Materialstärke 2 mm des Werkstoffes X5CrNi18-10 bei einer Intensität von $6 \cdot 10^8\text{ W/cm}^2$ eine Wurzelüberhöhung von $31\text{ }\mu\text{m}$ gemessen. Bei einer Intensität von $18 \cdot 10^8\text{ W/cm}^2$ war ein geringerer Wurzelrückfall von $-16\text{ }\mu\text{m}$ zu verzeichnen.

Ein weiterer Zusammenhang kann zwischen applizierter Intensität und Einschweißtiefe bzw. Materialstärke für beide Strahlfleckdurchmesser gesehen werden. Bei konstanter Intensität und abnehmender Materialstärke nimmt die Wahrscheinlichkeit für Wurzelrückfälle und deren Tiefe zu. So wurden bspw. für den Fokusbereich $65\text{ }\mu\text{m}$ bei einer Intensität von $1,62 \cdot 10^8\text{ W/cm}^2$ bei der Materialstärke 3 mm $-29\text{ }\mu\text{m}$ Wurzelrückfall und bei der Materialstärke 1 mm $-124\text{ }\mu\text{m}$ Wurzelrückfall festgestellt. Es wird angenommen, dass die Schmelzbadbreite dabei einen Einfluss hat (s. Tabelle 9). Bei kleiner Nahtbreite entsteht ein geringeres Schmelzvolumen, welches durch den Dampfplasmadruck schneller ausgetrieben werden kann als eine großvolumige Schmelze. Zudem ändert sich durch die veränderte Keyholegeometrie das Strömungsverhalten der keyholeumgebenden Schmelze. Deren Strömungsgeschwindigkeit steigt bei einem geringeren Keyholedurchmesser an [vgl. 28, 49]. Dadurch kann die Schmelze ebenfalls schneller aus dem Keyhole ausgetrieben werden. Es wird vermutet, dass aufgrund des verringerten Keyholedurchmessers auch ein verstärkter Kapillareffekt entsteht. Dadurch kann sich die noch flüssige Schmelze stärker in das Material zurückziehen. Abbildung 37 zeigt die verschiedenen Wurzelgeometrien in Abhängigkeit der verwendeten Schweißparameter.

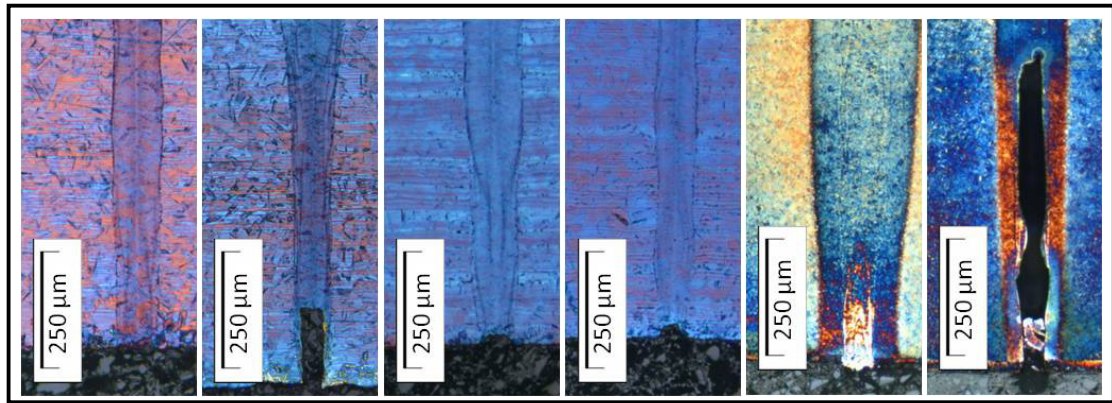
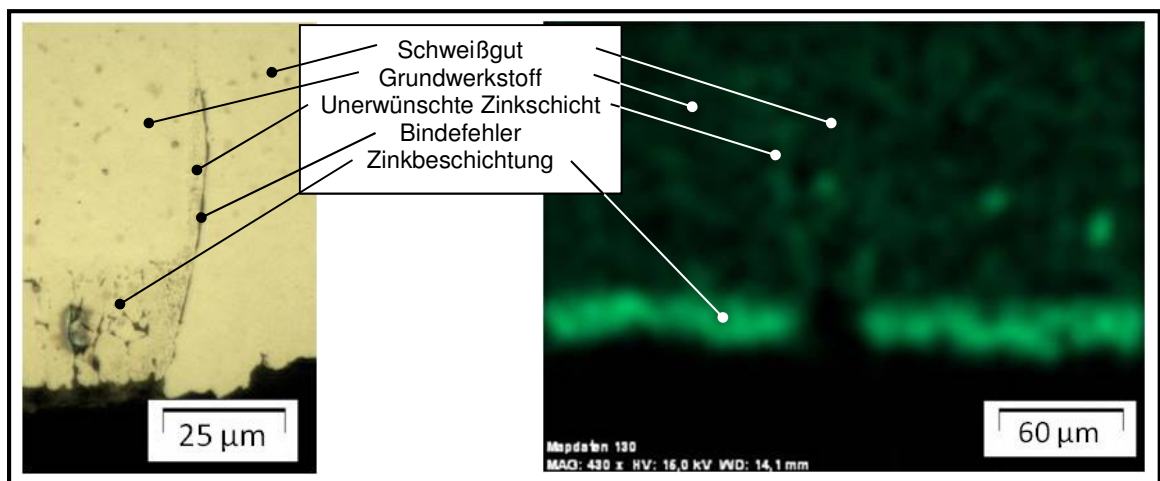


Bild 1 bis 4 von links: Werkstoff X5CrNi18-10 Ätzung LB2, Bild 5 und 6 von links Werkstoff 22MnB5 Ätzung Beraha 2, Parameter: $d_{0,86}$ = 65µm, t [mm] / P [W] / v [mm/s] von links: 1 / 920 / 300, 1 / 2760 / 1100, 3 / 1840 / 200, 3 / 2760 / 370, 1,6 / 920 / 200, 1,6 2760 / 800

Abbildung 37: Wurzelgeometrie in Abhängigkeit der Schweißparameter

Der Werkstoff 22MnB5 weist im Vergleich zum X5CrNi18-10 eine wesentlich stärkere Neigung zum Wurzelrückfall auf (s. Abbildung 36). Dies äußert sich wurzelseitig in verstärktem Funkenflug. Dadurch wird geschlussfolgert, dass mehr Schmelze aus dem Keyhole ausgetrieben wird. Zur Begründung wird die niedrigere Viskosität der Schmelze angeführt. Des Weiteren wurde festgestellt, dass sich im unteren Bereich des Schweißgutes eine ca. 3 µm dünne Zinkschicht zwischen Schweißgut und Grundwerkstoff ausbildet (s. Abbildung 38). Diese Zinkschicht stellt einen Bindefehler dar und könnte die verstärkte Neigung zum Wurzelrückfall begründen. Es wird vermutet, dass sich diese Zinkschicht an der wurzelseitigen Fusionslinie aus mehreren Gründen ausbilden kann.



Parameter: t [mm] / P [W] / v [mm/s] / $d_{0,86}$ [µm], Links: Lichtmikroskopaufnahme 1,6 / 1380 / 250 / 65, rechts: EDX-Aufnahme 1,6 / 1380 / 500 / 21

Abbildung 38: Zinkschicht an der wurzelseitigen Fusionslinie

Einerseits besteht die Möglichkeit, dass das Zink während des Dampfplasmazustandes nicht vollständig ausgast. Bei der anschließenden Erstarrung der Schmelze sammelt sich das Zink an der Keyholewand an. Eine zweite Möglichkeit besteht darin, dass die feste Zinkbeschichtung nach der Erstarrung des Stahles (Schmelztemperatur (T_s) des Stahles ≈ 1500 °C, T_s der Zinklegierung ≈ 420 °C) weiter flüssig bleibt und durch Kapil-

larvorgänge, entlang der Fusionslinie, in die Wurzel transportiert wird. Voraussetzung dafür ist jedoch ein schon vorhandener Bindefehler zwischen Schweißgut und Grundmaterial zur Bildung einer Kapillare. Dieser kann durch einen Spannungsunterschied zwischen Grundwerkstoff und Schweißgut entstehen. Dabei wirkt das Vorhandensein der flüssigen Zink- Phase als rissfördernd. Dieser Vorgang wird als sogenannte Lötbarkeit bezeichnet.

Generell sind Wurzelüberhöhungen und Wurzelrückfälle beim Laserstrahlschweißen eine bekannte Begleiterscheinung. Die Zulässigkeit dieser Schweißnahtunregelmäßigkeit ist in [48] genormt. Für die Bewertungsgruppe B dürfen demnach Wurzelüberhöhungen ein maximales Maß von

$$h_w \leq 0,2 \text{ mm} + 0,15 \cdot t \text{ oder } 5 \text{ mm} \quad \text{Gleichung (9)}$$

nicht überschreiten, wobei der kleinere Wert zutreffend ist. Alle hier gemessenen Wurzelüberhöhungen genügen diesem Bewertungsmaßstab.

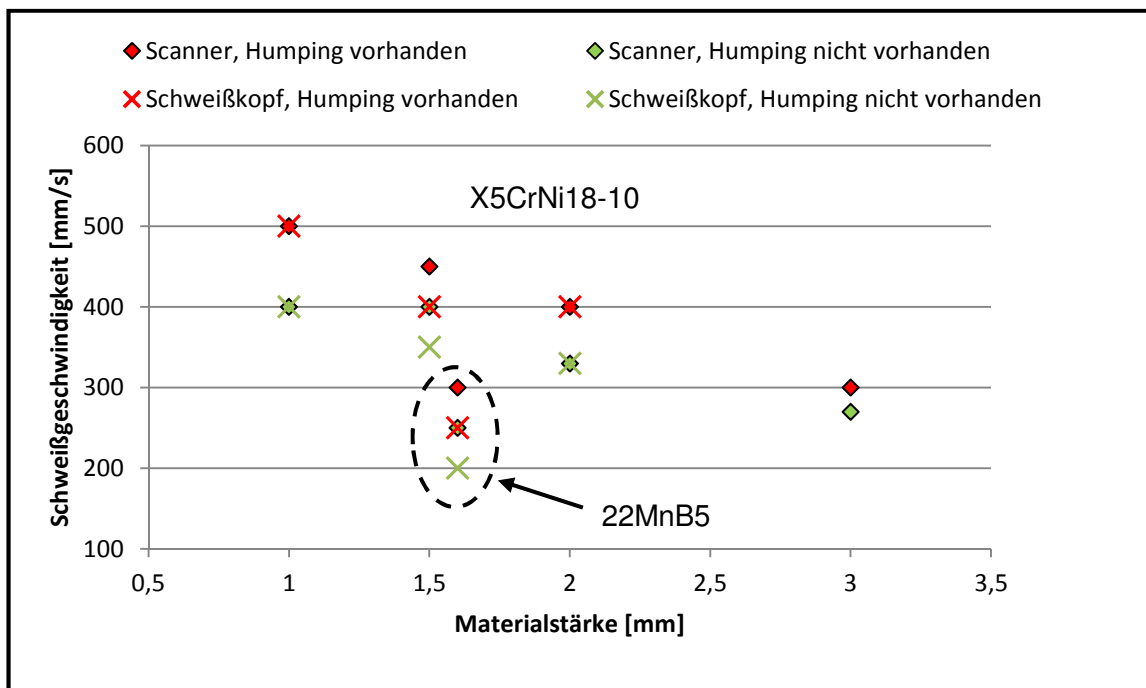
Da der Wurzelrückfall eine Querschnittsminderung darstellt, ist dieser in den Bewertungsgruppen B und C nicht zulässig. Lediglich Bewertungsgruppe D lässt einen maximalen Wurzelrückfall von

$$h_w \leq 0,15 \cdot s \text{ oder } 1 \text{ mm} \quad \text{Gleichung (10)}$$

zu. Die Schmelzzonentiefe s entspricht hier der Materialstärke t . Dabei ist ebenfalls der kleinere Wert zutreffend. Ein Großteil der untersuchten Schweißnähte hält diesen Maßstab ein. Dies ist jedoch kein zufriedenstellendes Ergebnis, da eine Schweißnaht mit Wurzelrückfall eine starke Kerbwirkung verursacht. Diese stellt für dynamisch beanspruchte Bauteile eine relevante Beeinträchtigung dar.

5.2 Weiterführende Untersuchungen mit Schweißkopf und X-Y- Achssystem

In den folgenden Untersuchungen wird der bisher genutzte Galvanometerscanner in Verbindung mit den F-Theta Objektiven der Brennweiten 500 mm und 230 mm durch ein linear-Achssystem in Verbindung mit einem Laserschweißkopf ersetzt. Dabei werden weitere Einflüsse auf den Schweißprozess untersucht. Als Vergleichswerte werden zunächst die Ergebnisse der Untersuchungen mit 65 μm Fokusdurchmesser gewählt. Der Schweißkopf mit einer Fokussierlinse der Brennweite 250 mm erzeugt einen Strahlfleckdurchmesser von 53 μm . Bei konstanter Leistung wird im Vergleich zur Optik mit 65 μm Fokusdurchmesser eine um ca. 50 % erhöhte Intensität appliziert. Es wird angenommen, dass die erhöhte Intensität einen Einfluss auf das Schweißergebnis, besonders auf die Humpingneigung, besitzt. Aus diesem Grund werden zunächst Schweißversuche bei senkrechter Einstrahlung durchgeführt. Abbildung 39 Zeigt den Vergleich der erreichten Schweißgeschwindigkeiten in Bezug auf Humping in Abhängigkeit der Materialstärke bei den unterschiedlichen Strahlfleckdurchmessern.



Scanner $d_{0,86} = 65 \mu\text{m}$, Schweißkopf $d_{0,86} = 53 \mu\text{m}$

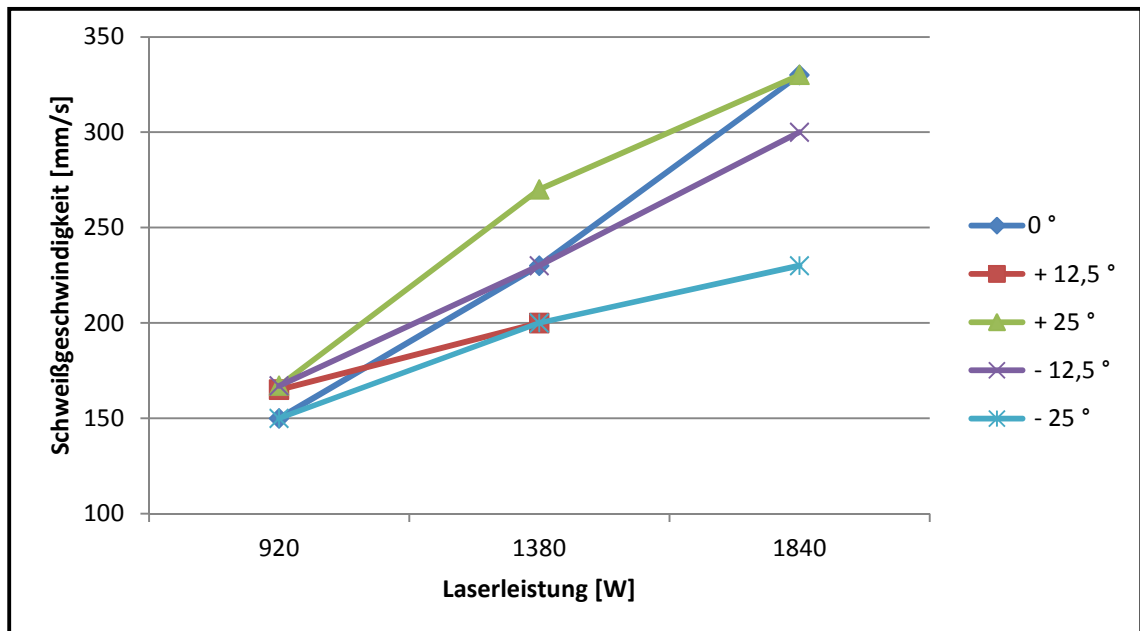
Abbildung 39: Vergleich der maximalen Schweißgeschwindigkeit für Scanner und Festoptik

Aus dem Graph ist zu entnehmen, dass bei konstanter Materialstärke die maximale Schweißgeschwindigkeit mit Festoptik gleich oder gering unterhalb der des Scanneraufbaus liegen. Lediglich die Materialstärke 1,5 mm des X5CrNi18-10 und der 1,6 mm starke 22MnB5 konnten mit einer um 50 mm/s verringerten Geschwindigkeit humpingfrei geschweißt werden. Beispielsweise wurde die Materialstärke 2 mm des X5CrNi18-10 mit einer maximalen Geschwindigkeit von 330 mm/s humpingfrei voll durchgeschweißt. Daraus kann geschlossen werden, dass aufgrund der veränderten Bedingungen das Schweißergebnis beeinflusst wird. Damit wird bestätigt, dass durch eine Intensitätserhöhung infolge eines geringeren Fokusbereichs eine stärkere Humpingneigung resultiert [s. 24, 27]. Eine detaillierte Betrachtung der Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Intensität zeigt eine stärkere Humpingneigung für den geringeren Strahlfleckdurchmesser. Dieser Einfluss wird jedoch nicht als kritische Abweichung betrachtet. Dies wird durch veränderte Strömungsverhältnisse der Schmelze sowie höherer Oberflächenspannungen im Keyhole verursacht. Die Materialstärke 3 mm konnte anlagenseitig aufgrund der verfügbaren Laserleistung (2000 W) nicht durchgeschweißt werden.

5.2.1 Stechende- und schleppende Prozessführung

Um den Schweißprozess mithilfe des Schweißkopfes weiter zu beeinflussen wird die Prozessführung verändert. Dabei wird zunächst der Einstrahlwinkel untersucht. Es wird angenommen, dass aufgrund einer schrägen Einstrahlung die Form und Ausbreitungsrichtung der entstehenden Dampfplasmafackel beeinflusst wird. Somit soll das erhöhte Absorptionsvermögen der Dampfplasmafackel auf die eintreffende Laserstrahlung umgangen werden. In Abbildung 40 ist maximale Schweißgeschwindigkeit für 2 mm

X5CrNi18-10 in Abhängigkeit der applizierten Leistung für die untersuchten Einstrahlwinkel (s. Abschnitt 4.4) dargestellt.



Schweißoptik, $d_{0,86} = 53 \mu\text{m}$, $t = 2 \text{ mm}$, X5CrNi18-10

Abbildung 40: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Einstrahlwinkel, Laserleistung

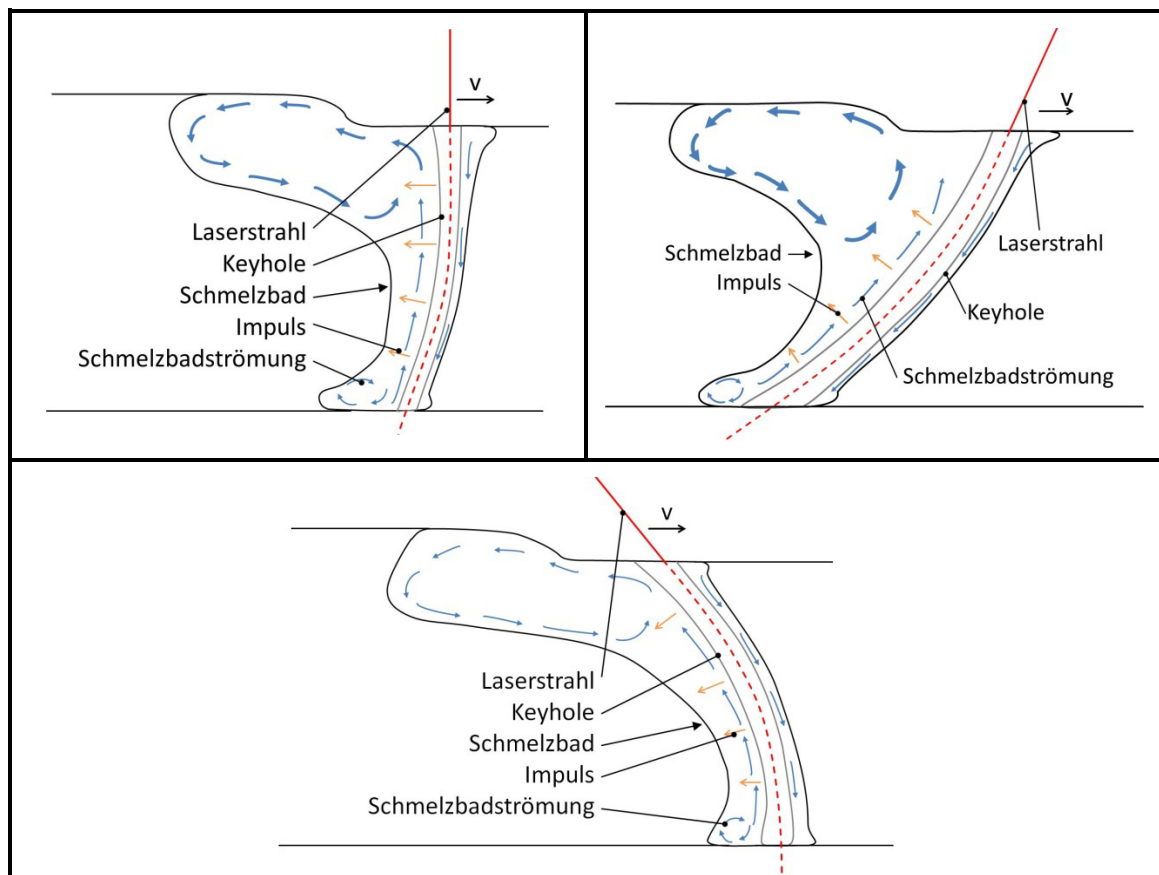
Der Abbildung ist zu entnehmen, dass auch bei verändertem Einstrahlwinkel und Erhöhung der Intensität bzw. Leistung die maximale Schweißgeschwindigkeit steigt. Weiterhin deutet sich an, dass die Graphen mit zunehmenden Einstrahlwinkeln einen flacheren Anstieg aufweisen. Es wird vermutet, dass dieser Effekt auf die Vergrößerung des Strahlfleckes zurückzuführen ist. Durch die schräge Einstrahlung wird der Strahlfleck von kreisförmig zu ellipsenförmig verzerrt, wodurch sich die Fläche Strahlfleckes auf dem Werkstück vergrößert. Bei konstanter Leistung und steigendem Einstrahlwinkel wird somit einer geringere Intensität appliziert. In Tabelle 10 sind die umgesetzten Intensitäten bei einer Leistung von 1840 W für die entsprechenden Einstrahlwinkel nach Gleichung (6) gezeigt.

Tabelle 10: Intensität in Abhängigkeit des Einstrahlwinkels

Einstrahlwinkel	0 °	$\pm 12,5^\circ$	$\pm 25^\circ$
Intensität	$1,67 \cdot 10^8 \text{ W/cm}^2$	$1,63 \cdot 10^8 \text{ W/cm}^2$	$1,51 \cdot 10^8 \text{ W/cm}^2$

Es ist deutlich zu erkennen, dass mit einer schleppenden Prozessführung von -25° die Schweißgeschwindigkeit sinkt. Dies kann durch zwei Phänomene begründet werden.

Einerseits wird angenommen, dass ein turbulentes Strömungsverhalten der Schmelze, bei schleppender Anordnung, die Humpingneigung unterstützt. Abbildung 41 zeigt das veränderte Strömungsverhalten in Abhängigkeit der Prozessführung.



Oben links: senkrechte Lasereinstrahlung [vgl. 51], oben rechts: schleppende Prozessführung, unten: stechende Prozessführung

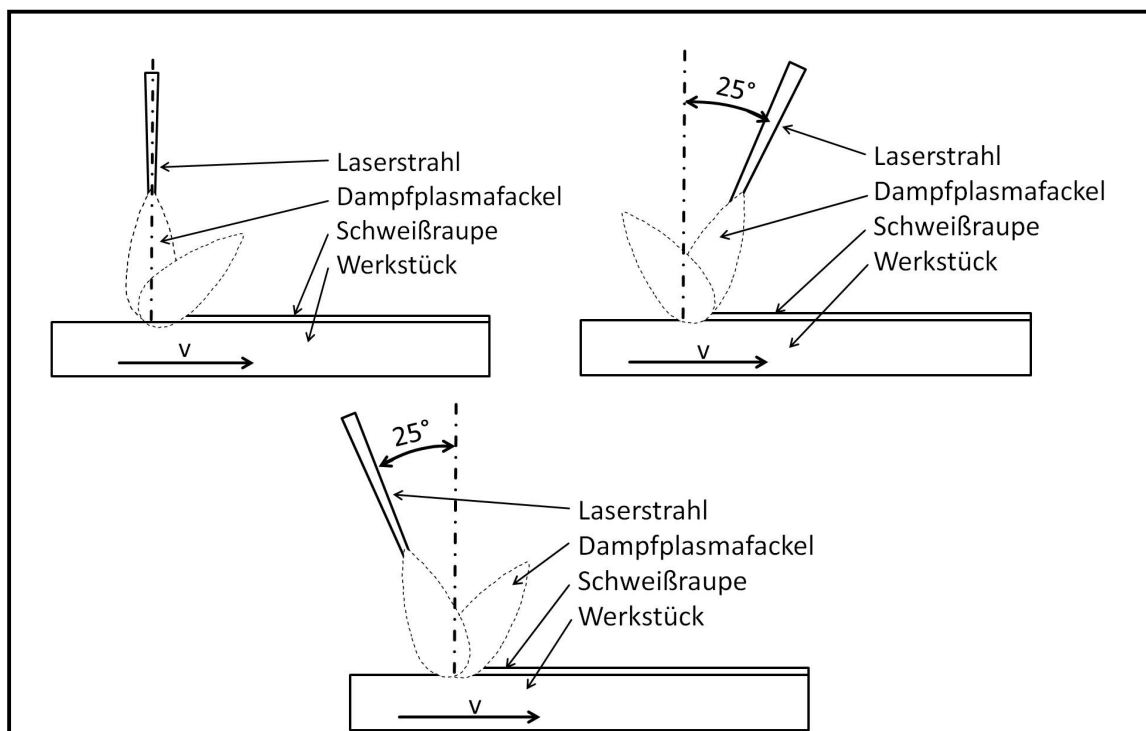
Abbildung 41: Schematische Darstellung des Strömungsverhaltens in Abhängigkeit der Prozessführung

Dabei spielt die Krümmung des Keyholes eine wesentliche Rolle. Diese bildet sich aufgrund der zeitabhängigen Wärmeleitung über die gesamte Materialstärke hin aus. Zudem bewirkt die Krümmung der Keyholewand ein verändertes Reflexions- und Absorptionsverhalten der eintreffenden Laserstrahlung. Dadurch wird die Krümmung weiter verstärkt. Detailliertere Abläufe zur Krümmung der Dampfkapillare werden nicht näher diskutiert.

Durch die schleppende Prozessführung (Abbildung 41 oben rechts) wird die Krümmung des Dampfplasmakanals stark unter die ausgebildete Schmelzschleppe gedrängt. Die Schmelzschleppe ist der Bereich der Schmelze, der sich in Vorschubrichtung hinter dem Keyhole befindet. Dadurch wird ein Beschleunigungsimpuls (gelb) des Keyholes auf den aufwärtsgerichteten Schmelzstrom ausgeübt. Zudem wird diese Beschleunigung der Schmelze stärker in Richtung der Schmelzschleppe gerichtet. Mit dieser zusätzlichen Bewegungskomponente wird die Schmelze in der Schmelzschleppe stärker vom Keyhole zur Erstarrungsfront gedrängt. Somit wird der Geschwindigkeitsunterschied zwischen Schmelze in der Schmelzschleppe und der Vorschubgeschwindigkeit des Lasers stärker ausgeprägt. Resultierend daraus ist eine Ausbildung von Humping bei geringeren Geschwindigkeiten [vgl. 31]. Hingegen bei stechender Prozessführung (Abbildung 41 unten) wird der gekrümmte Dampfplasmakanal lediglich in eine senkrechtere Ausrichtung gedrängt. Somit befindet sich das Keyhole jedoch

nicht unterhalb der Schmelzschleppe. Durch die senkrechte Ausbildung der Kapillare wird der Beschleunigungsimpuls, nicht in Richtung Schmelzschleppe, sondern in Richtung Keyholewand gerichtet. Dadurch unterliegt die Schmelzbaddynamik in der Schmelzschleppe einer geringeren Beeinflussung. Resultierend daraus wird die Relativgeschwindigkeit zwischen Schmelze in der Schmelzschleppe und der Laservorschubgeschwindigkeit geringer. Resultierend daraus kann sich Humping erst bei höheren Prozessgeschwindigkeiten ausbilden.

Andererseits wurde beobachtet, dass die für das Tiefschweißen typische Dampfplasmafackel sich in Abhängigkeit des Einstrahlwinkels und der Geschwindigkeit ausbildet. Die Dampfplasmafackel bildet sich, bei jeder Art der Prozessführung, einerseits entgegengesetzt der Einstrahlrichtung aus. Andererseits kann sich die Dampfplasmafackel bei schräger Einstrahlung in die vom Laserstrahl abgewandte Seite ausbreiten. Abbildung 42 zeigt schematisch das Verhalten der Dampfplasmafackel in Abhängigkeit der Prozessführung.



Oben links: senkrechte Einstrahlung, oben rechts: Stechende Prozessführung, unten: schleppende Prozessführung

Abbildung 42: Dampfplasmafakelausprägung in Abhängigkeit der Prozessführung (schematisch)

Dabei ist ersichtlich, dass sich bei schleppender Anordnung die Plasmafackel auch oberhalb der erstarrenden Schmelze ausbilden kann. Es wird davon ausgegangen, dass durch den Plasmadruck die Schmelze am Rückfluss in das Keyhole gehindert wird und daraus eine verstärkte Humpingneigung resultiert. Bei stechender Anordnung bildet sich die Plasmafackel entgegen der Laserstrahlung sowie in die vom Schweißprozess abgewandte Richtung aus. Dadurch hat die Dampfplasmafackel einen geringeren Einfluss auf die Schmelzbaddynamik. Eine Begründung für die Ausbildung der Dampfplasmafackel in die vom Laserstrahl abgewandte Seite kann nicht eindeutig gegeben werden. Jedoch wird in [25] erläutert, dass die Form des Keyholes mit dem

Austritt des Dampfplasmas in Verbindung steht. Dabei werden die Richtung und der Winkel für den Ausstoß der Dampfplasmafackel maßgeblich von der Form der Vorder- und Rückwand der gebildeten Kapillare beeinflusst. Es wird nicht ausgeschlossen, dass die Humpingneigung in Abhängigkeit des Einstrahlwinkels eine Überlagerung beider Effekte ist. Dabei beeinflussen sich schmelzbaddynamische Effekte in Verbindung mit der entstehenden Dampfplasmafackel gegenseitig. Eine detaillierte Untersuchung zu diesen Wechselwirkungen wird nicht durchgeführt.

5.2.2 Einfluss der Cross-Düse

Es ist bekannt, dass im Bereich der Dampfplasmafackel die Laserstrahlung bereits stärker absorbiert wird, als von der umgebenden Atmosphäre. Zudem wird vermutet, dass durch die Ausbildung der Plasmafackel die Humpingneigung gefördert wird. Aus diesem Grund wird mit Hilfe der Cross- Düse untersucht, ob und wie die Humpingneigung bei erhöhter Schweißgeschwindigkeit beeinflusst werden kann.

Untersuchungen in [25] zeigen, dass der Einsatz von coaxial zur Laserstrahlung wirkender Schutzgasströmung positive Effekte auf das Schweißergebnis haben. Hierbei wurde die Dampfplasmafackel unterbunden bzw. verdrängt. Demnach wird vermutet, dass das Dampfplasma auch durch eine quer zur Schweißrichtung wirkenden Druckluft- oder Schutzgasströmung verdrängt oder unterbunden werden kann. In [50] werden unterschiedliche Strömungscharakteristiken von Gasdüsensystemen untersucht. Dabei werden verschiedene Düsensysteme anhand der Reichweite für eine ungestörte Gasströmung verglichen. Die Flachdüse wies die größte Reichweite an ungestörter Gasströmung auf. Anhand der dabei verwendeten Randbedingungen (Gasart, Volumenstrom, Winkel, Abstand) wird in grober Näherung angenommen, dass ein ähnliches Strömungsverhalten bei der hier verwendeten Cross- Düse zu erwarten ist. Somit wird abgeschätzt, dass sich ein ungestörter Gasstrahl über eine Entfernung von ca. 30 mm bzw. bis zum Werkstück ausbreiten kann. Abbildung 43 zeigt den schematischen Aufbau im Bereich des Werkstückes.

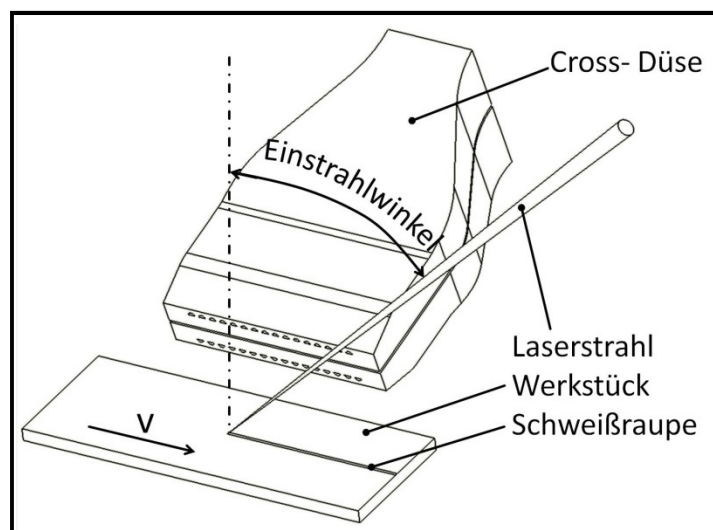
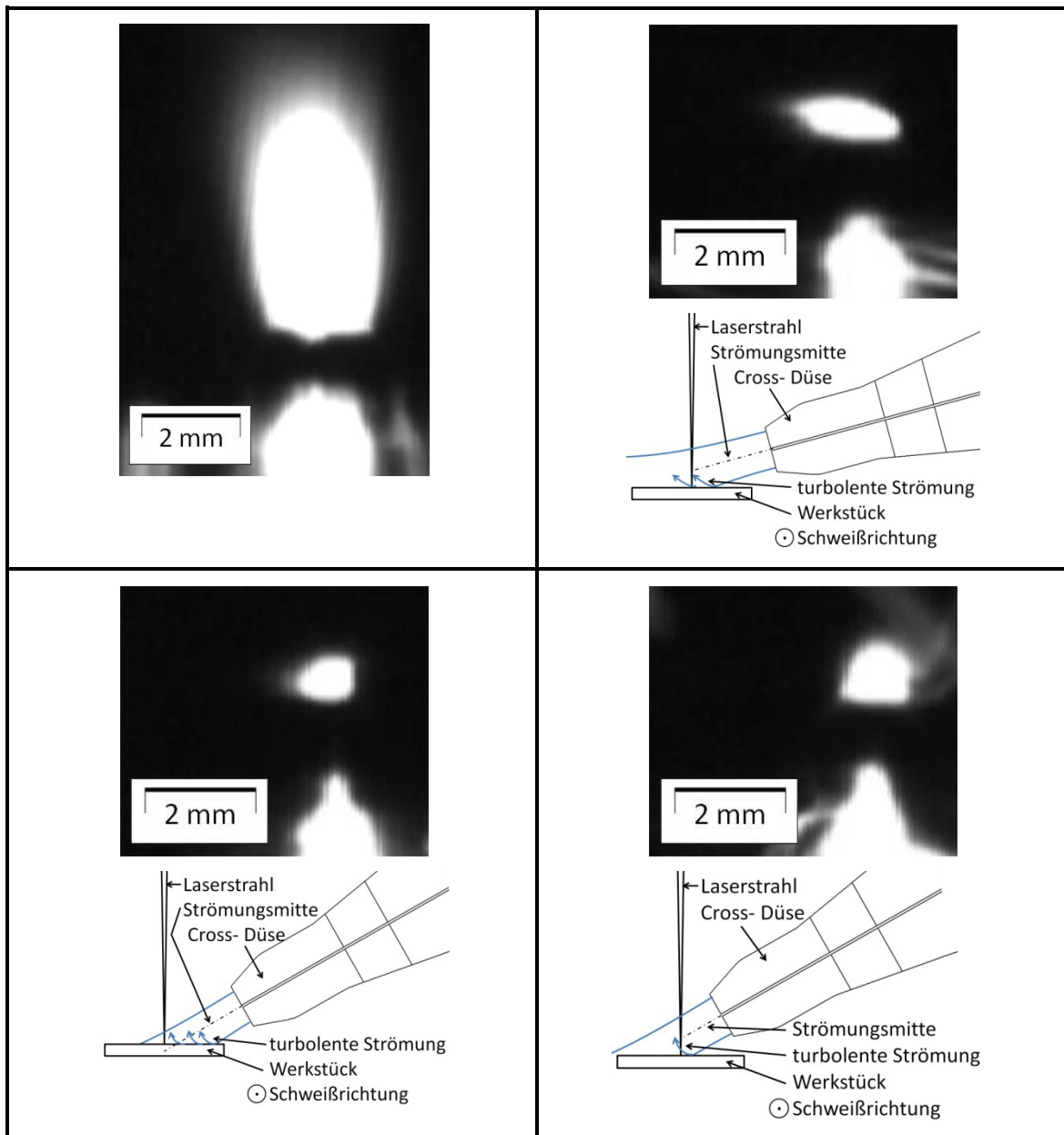


Abbildung 43: Schematische Darstellung der Bearbeitung mit Cross- Düse

Der Einstrahlwinkel des Lasers beträgt dabei 25 °. Die Geometrische Anordnung der Cross- Düse mit einer Blaskraft von ca. 4 N sind in Abbildung 22 festgehalten.

Bezüglich der Cross- Düsenanordnung lassen sich qualitative Aussagen über die Schweißgeschwindigkeiten formulieren. Demnach wird mit der Einstellung C1 die Humpingneigung am stärksten unterdrückt. Abbildung 44 zeigt die Ausbildung der Dampfplasmafackel ohne Cross- Düse und unter der Einwirkung der Cross- Düse in verschiedenen Anordnungen.



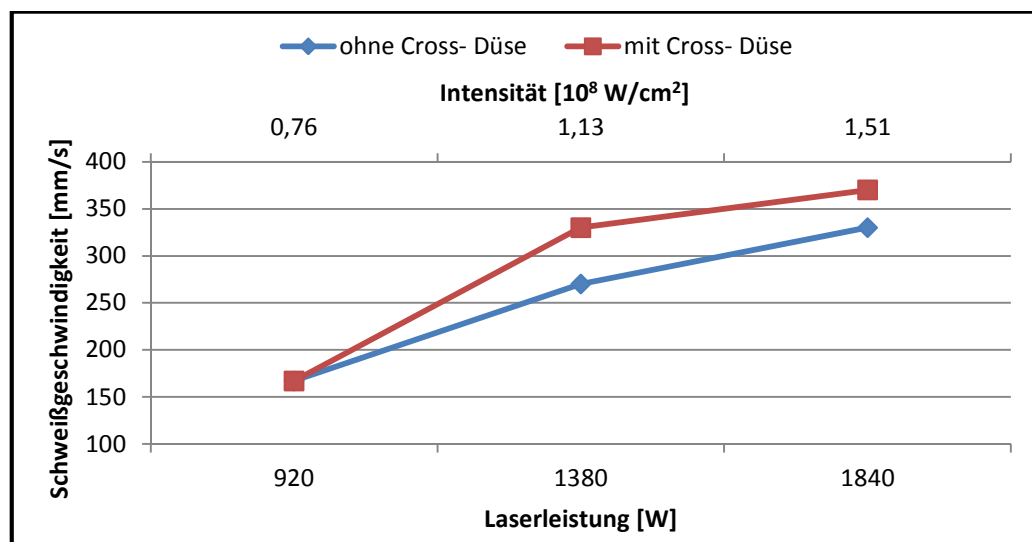
Druckluftströmung von rechts kommend, Dampfplasmafackel jeweils im oberen Bildbereich, Parameter: $d_{0,86} = 53 \mu\text{m}$, $t = 2 \text{ mm}$ X5CrNi18-10, $P = 1840 \text{ W}$, $v = 300 \text{ mm/s}$, Anordnung der Cross- Düse: links oben ohne Cross- Düse, rechts oben C1, links unten C2, rechts unten C3

Abbildung 44: Ausprägung der Dampfplasmafackel in Abhängigkeit Cross- Düsenanordnung

Es wird vermutet, dass sich bei der Anordnung C1 die Druckluftströmung zunächst laminar ausbreitet. Beim Auftreffen auf das Werkstück entsteht anschließend eine turbulente Strömung. Die Turbulenzen sind dabei jedoch geringer ausgeprägt, als bei den

Düsenanordnungen C2 und C3. Dadurch zeichnet sich ab, dass durch den größeren Anteil laminarer Strömung bei dem Anstellwinkel 15° (C1) die Plasmafackel am stärksten seitlich verdrängt wird. Durch die Anordnung C2 mit einem steileren Anstellwinkel (30°) trifft der Gasstrahl steiler und mit einer größeren Entfernung zum Schweißprozess auf das Werkstück (Abbildung 44 unten links). Aufgrund des steileren und zeitigere Auftreffens der Gasströmung auf das Werkstück, wird eine turbulentere Strömung vermutet. Diese unterbindet einen laminaren Gasstrom an der Stelle des Schweißprozesses, wodurch die Dampfplasmafackel nicht in geeignetem Maße manipuliert wird. Bei Düsenanordnung C3 wird vermutet, dass sich neben einer turbulenten Strömung durch den Anstellwinkel 30° auch das Zentrum der laminaren Strömung zu weit oberhalb der sich ausbildenden Dampfplasmafackel befindet, wodurch sich diese stärker ausbreiten kann.

Eine quantitative Aussage über den Einsatz der Cross- Düse in Bezug auf Humping ist in Abbildung 45 dargestellt. Dabei wird die kritische Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Laserleistung bzw. der Intensität ohne und mit dem Einsatz der Cross- Düse gezeigt. Als Cross- Düsenstellung wird C1 gewählt, da hier der humpingvermindernde Effekt am deutlichsten sichtbar wird.



$d_{0,86} = 53 \mu\text{m}$, $t = 2 \text{ mm}$, X5CrNi18-10, $\alpha = 25^\circ$, Cross- Düsenstellung C1

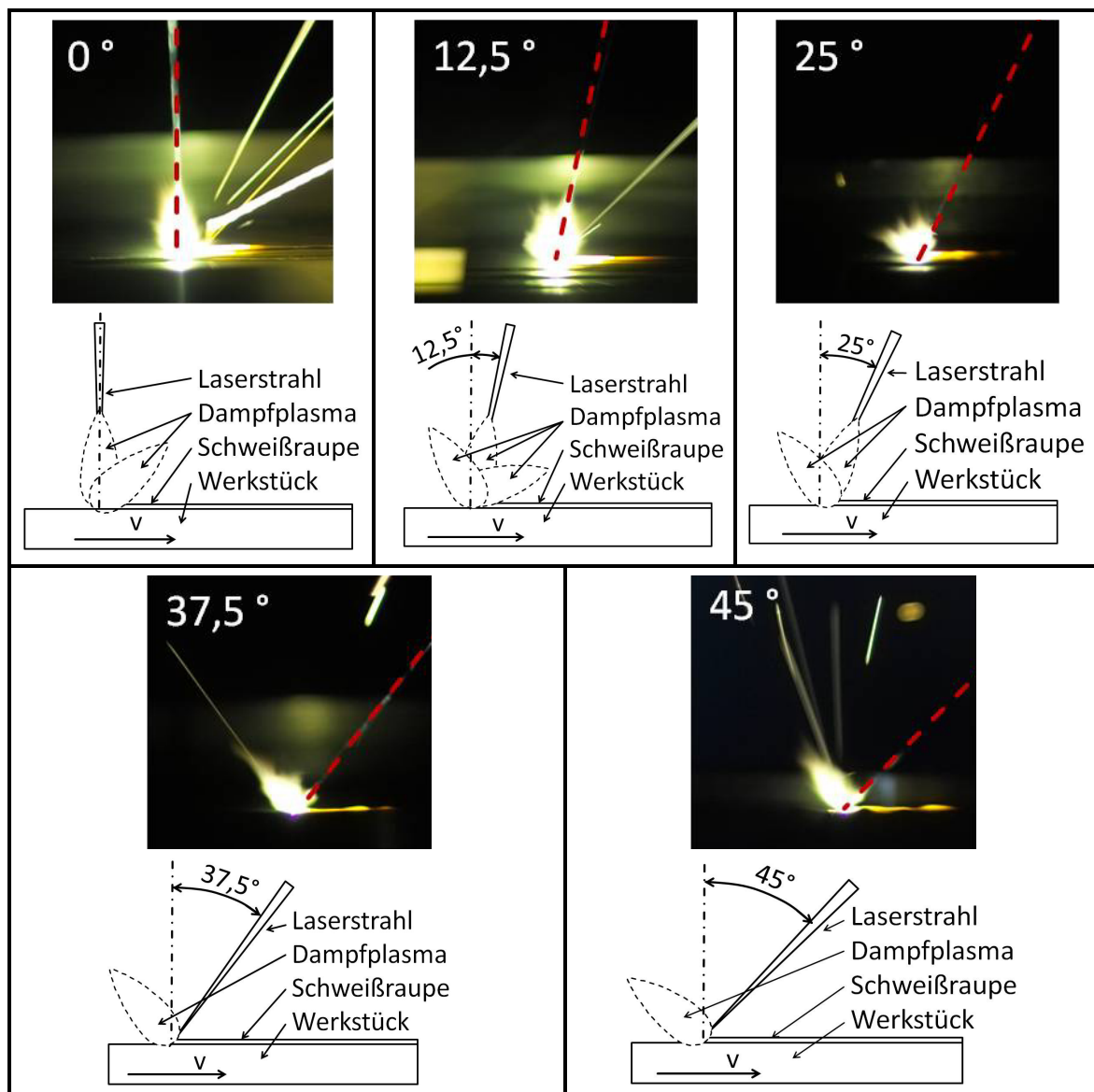
Abbildung 45: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Leistung und Verwendung einer Cross- Düse

Der Abbildung ist zu entnehmen, dass auch bei dem Einsatz einer Cross- Düse mit steigender applizierter Intensität eine steigende Schweißgeschwindigkeit erzielt wird. Durch die Vorgabe das Material humpingfrei durchzuschweißen konnte mit einer Leistung von 920 W mit und ohne Cross- Düse eine Schweißgeschwindigkeit von 167 mm/s erreicht werden. Durch eine weitere Geschwindigkeitserhöhung auf 230 mm/s ohne Cross- Düse und 400 mm/s mit Cross- Düse wurden humpingfreie Nähte erzeugt, die jedoch nicht durchgeschweißt sind. Ein sichtbarer Unterschied der Graphen ist bei 1380 und 1840 W zu verzeichnen. Bei diesen Leistungen wurde eine größere Dampfplasmafackel beobachtet. Diese konnte mit Hilfe der Cross- Düse deutlich verdrängt werden (s. Abbildung 44 oben rechts). Durch den Einsatz der Cross-

Düse wurden für die Materialstärke 2 mm des Werkstoffes X5CrNi18-10 eine Geschwindigkeitssteigerungen von bis zu 60 mm/s erzielt. Dies entspricht einer relativen Steigerung von bis zu 21 %.

5.2.3 Einstrahlung bis 60°

In [51] wird gezeigt, dass in Abhängigkeit der verwendeten Versuchsparameter bei steilen Einstrahlwinkeln die Tiefe der Einschweißung nur gering beeinflusst wird. Erst mit flacheren Einstrahlwinkeln ab 45 ° sinkt die Schweißnahttiefe deutlich ab. Bei den hier durchgeführten Untersuchungen wird beobachtet, dass bei flacheren Lasereinstrahlwinkeln die Dampfplasmafackel ebenso in einem flacheren Winkel vom Schweißprozess entweicht. Abbildung 46 zeigt die beobachteten Ausbildungen der Dampfplasmafackel in Abhängigkeit des Einstrahlwinkels, ohne die Beeinflussung einer Cross- Düse bei konstanter Laserleistung und Schweißgeschwindigkeit.

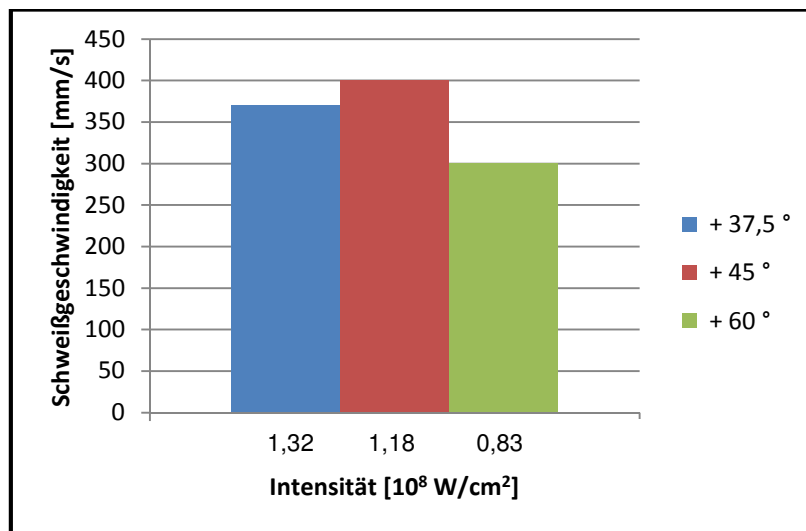


$d_{0,86} = 53 \mu\text{m}$, $t = 2 \text{ mm}$ X5CrNi1810, $P = 1840 \text{ W}$, $v = 300 \text{ mm/s}$, Werkstückbewegung von links nach rechts

Abbildung 46: Dampfplasmafackel in Abhängigkeit des Einstrahlwinkels

Hierbei zeichnet sich ab, dass ab dem Einstrahlwinkel 25° die Dampfplasmafackel umklappt und entgegengesetzt des Lasereinstrahlwinkels entweicht. Bei den Einstrahlwinkeln $37,5^\circ$ und 45° zeigt sich dieses Verhalten sehr deutlich. Dies bewirkt, dass die Dampfplasmafackel weiter vom Schmelzbad abgewandt wird. Es wird vermutet, dass somit ein geringerer Einfluss auf die Schmelzbaddynamik ausgeübt wird. Eine eindeutige Begründung für das Umklappen der Dampfplasmafackel kann nicht gegeben werden.

Bei den hier verwendeten Versuchsparametern wurde eine Durchschweißung bei flacheren Einstrahlwinkeln meist nur bei einer Leistung von 1840 W erzielt. Abbildung 47 zeigt die maximale Schweißgeschwindigkeit bei 2 mm Materialstärke des Werkstoffes X5CrNi18-10 in Abhängigkeit der applizierten Intensität und des Einstrahlwinkels.

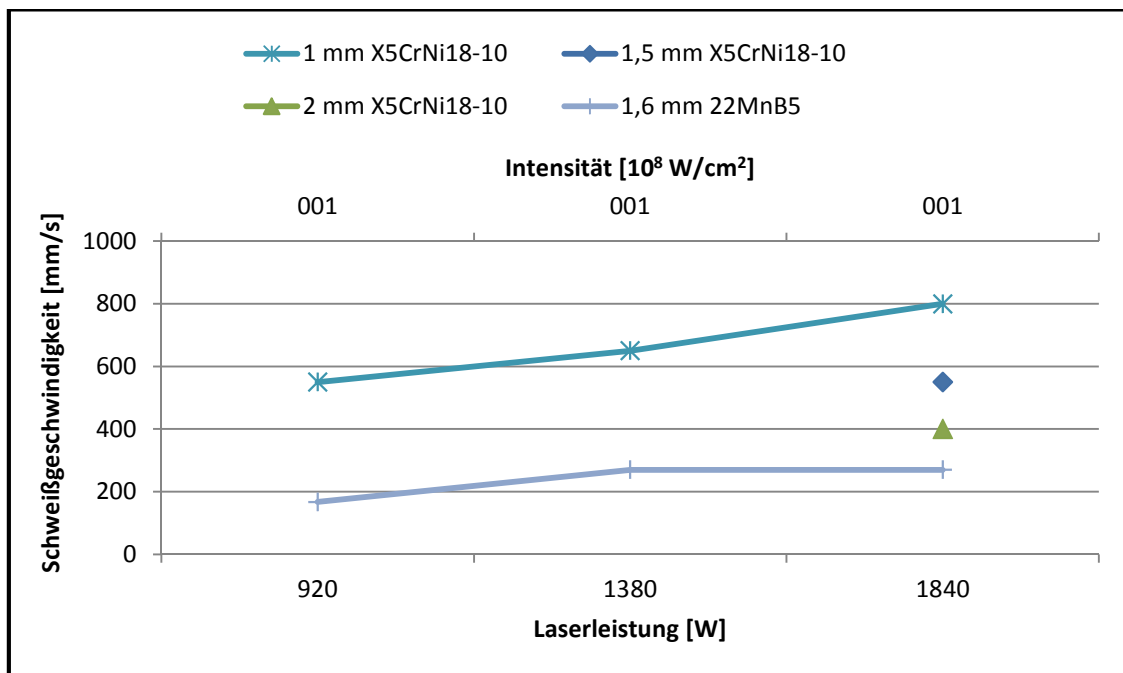


$t = 2 \text{ mm X5CrNi18-10}$, $d_{0,86} = 53 \text{ }\mu\text{m}$, $P = 1840 \text{ W}$

Abbildung 47: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Einstrahlwinkel, Intensität, stechender Prozessführung

Es wird gezeigt, dass durch den Einstrahlwinkel 45° bei einer Intensität von $1,18 \cdot 10^8 \text{ W/cm}^2$ die größtmögliche Schweißgeschwindigkeit von 400 mm/s erzielt wird. Es wird angenommen, dass die Schmelzbaddynamik durch die Veränderung des Einstrahlwinkels von 25° auf 45° weiter positiv beeinflusst wird. Zudem kann durch den Ellipsenförmigen Strahlfleck ein Vorwärmeeffekt erreicht werden. Dadurch wird gleichzeitig das Abkühlverhalten der Schweißnaht und der WEZ beeinflusst. Aus diesen Gründen wird das Auftreten von Humping in höhere Geschwindigkeitsbereiche verschoben. Bei einer Schrägstellung von 60° fällt die Schweißgeschwindigkeit auf 300 mm/s ab. Dabei wurde beobachtet, dass das ausgeprägte Humping eine deutliche Inhomogenität aufwies. Dies könnte darauf zurückzuführen sein, dass durch den flachen Einstrahlwinkel sich ein Teil der Schmelze, in Vorschubrichtung, vor dem eigentlichen Keyhole befindet. Daraus könnte eine negative Beeinflussung der Schmelzbaddynamik resultieren, die zur inhomogenen Nahtausbildung führt. Diese Vermutung wird im Rahmen der Untersuchungen jedoch nicht weiter diskutiert.

Die Anwendung des Einstrahlwinkels 45° und der Cross- Düse auf weitere Materialstärken sowie auf den Werkstoff 22MnB5 sind in Abbildung 48 gezeigt.



$d_{0,86} = 53 \mu\text{m}$, $\alpha = 45^\circ$, Verwendung der Cross- Düsenstellung C1

Abbildung 48: Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit von Laserleistung, Intensität, Materialstärke, Werkstoff

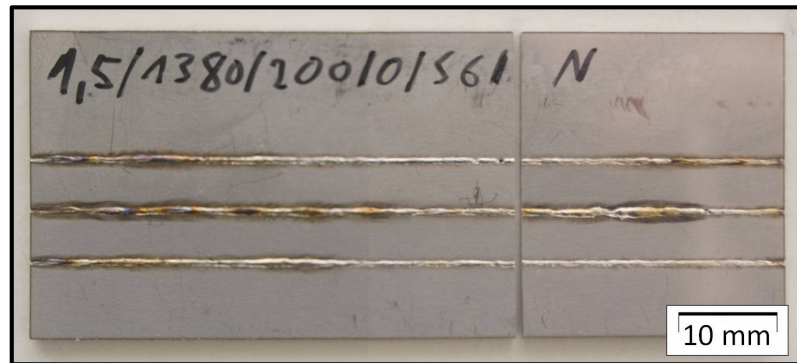
Dabei zeigt sich, dass die Materialstärken 2 mm und 1,5 mm des X5CrNi18-10 bei Intensitäten von $0,59$ und $0,88 \cdot 10^8 \text{ W/cm}^2$ nicht mit relevanten Geschwindigkeiten humpungsfrei durchgeschweißt werden können. Die Materialstärke 1 mm des Werkstoffes X5CrNi18-10 wurde mit einer maximalen Geschwindigkeit von 800 mm/s geschweißt. Bei dem Werkstoff 22MnB5 konnte mit einer applizierten Laserleistung von 1380 W eine Schweißgeschwindigkeit von 270 mm/s erreicht werden. Durch die Erhöhung der Laserleistung konnte keine weitere Geschwindigkeitssteigerung erzielt werden. Dies zeigt weiterhin die erhöhte Neigung des 22MnB5 zum Humping, welche aus vorhergehenden Untersuchungen bekannt ist.

5.2.4 Anwendung des Schutzgases Stickstoff

Es ist bekannt, dass mithilfe von Prozessgasen die Oberflächenspannung des Schmelzbades beeinflusst werden kann. Dadurch ist ein zusätzlicher Einfluss auf das Schweißergebnis möglich. Zudem ist bekannt, dass mit Hilfe von Prozessgasen die Ionisationsschwelle der umgebenden Atmosphäre beeinflusst werden kann [14]. Dadurch besteht die Möglichkeit das Ausbilden der Dampfplasmafackel in einen höheren Temperaturbereich zu verschieben. Somit kann die Menge an erzeugtem Dampfplasma und dessen absorbierende Wirkung beeinflusst werden.

Durch die Verwendung des Schutzgases Stickstoff soll bei dem Werkstoff X5CrNi18-10 in erster Linie eine Oxidation der Schweißnaht und des wärmebeeinflussten Bereiches unterbunden werden. Abbildung 49 zeigt, wie sich die Schutzgaswirkung ausbildet. Dabei wurde an einem 1,5 mm starkem Blech mit einer Laserleistung von 1380 W,

einer Geschwindigkeit von 200 mm/s und einem Lasereinstrahlwinkel von 45 ° gearbeitet.

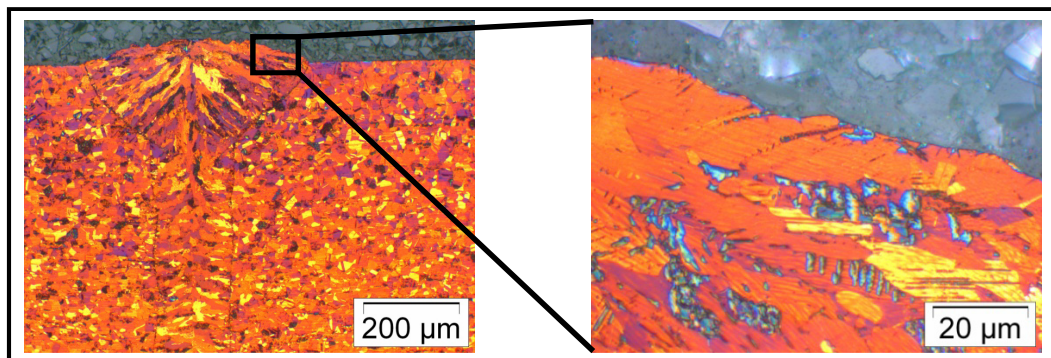


$t = 1,5$, $d_{0,86} = 53 \mu\text{m}$, $P = 1380 \text{ W}$, $v = 200 \text{ mm/s}$, $\alpha = 45^\circ$

Abbildung 49: Schutzgaswirkung auf X5CrNi18-10

Anhand der teilweise unterbundenen Anlassfarben zu erkennen, dass die Schutzgaswirkung nicht über eine komplette Schweißnaht vorhanden ist. Zudem wird beobachtet, dass mit Erhöhung der Schweißgeschwindigkeit bei konstanter Laserleistung die Schutzgaswirkung deutlich nachlässt. Dies führt zu der Schlussfolgerung, dass durch die Bewegung des Werkstückes eine turbulente Schutzgasströmung unterstützt wird. Dabei wird umgebende Luft in den Schutzgasstrom eingezogen, wodurch die Oxidationen auftreten. Im Allgemeinen wird beobachtet, dass bei einer Vermeidung von Oxidationen das Nahtaussehen eine deutliche Verbesserung aufweist. Hierzu zählen eine flachere Nahtüberhöhung sowie eine regelmäßigere Nahtschuppung. Die Nahtparameter können demzufolge durch die Verwendung beeinflusst werden. Eine quantitative Auswertung der Nahtparameter wurde jedoch nicht durchgeführt.

Generell besteht durch der Verwendung von Stickstoff, bei einer thermischen Behandlung von Stahlwerkstoffen, die Gefahr von Aufnitrierung. Dabei wird Stickstoff in das Metallgitter eingebaut. Dieser Effekt kann zur sogenannten Materialalterung führen und die Festigkeit der Schweißverbindung negativ beeinflussen. Durch die Ätzung des Werkstoffes X5CrNi18-10 mit der Ätzlösung Beraha 2 werden Nitride als kleine, weiße, nadelförmige Ausscheidungen oder als dünner Film auf der Werkstückoberfläche gezeigt. Abbildung 50 zeigt eine Probenpräparation einer unter Schutzgaswirkung geschweißten Naht.



$t = 2$, $d_{0,86} = 53 \mu\text{m}$, $P = 1840 \text{ W}$, $v = 300 \text{ mm/s}$, $\alpha = 45^\circ$, Schutzgas Stickstoff, Ätzung: Beraha 2

Abbildung 50: Schweißnahtprüfung zum Nachweis von Nitriden an X5CrNi18-10

Es konnten demnach keine Nitride in der Schweißnaht oder in der WEZ nachgewiesen werden. Dies wird damit begründet, dass der Stickstoff als Schutzgas in molekularer Form an den Schweißprozess herangeführt wird. Stickstoff gilt als reaktionsträges Medium und kann außerhalb des Dampfplasmas nur sehr langsam an thermischen und chemischen Reaktionen teilnehmen. Die Ausbildung der Dampfplasmafackel verhindert jedoch, dass der Stickstoff der Schutzgasdüse direkt in das Schweißgut gelangt und in atomarer Form eine Reaktion mit der Schmelze eingehen kann.

5.2.5 Festigkeitsuntersuchungen an Stumpfstoßverbindungen

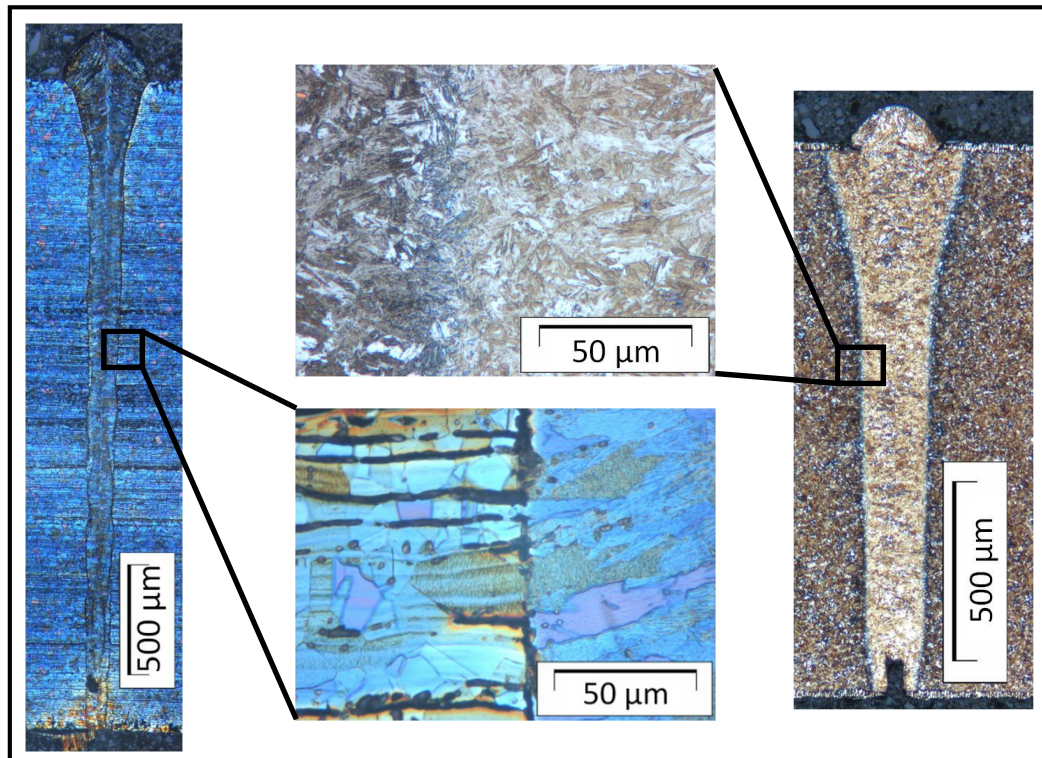
In der folgenden Untersuchung wird die Anwendbarkeit der bisher erarbeiteten Schweißparametersätze auf Stumpfstoßschweißverbindungen untersucht. Diese Parameter können jedoch nicht für alle Materialstärken direkt übernommen werden. Aufgrund des vorhandenen Fügespalt können veränderte Reflexions- und Absorptionsverhältnisse zur Veränderung der maximalen Schweißgeschwindigkeit führen.

Zur Stoßvorbereitung wurden die zu fügenden Blechteile geschliffen. Da Probenbleche mit einer lasergeschnittenen Nahtvorbereitung ein Spaltmaß von 50 μm und größer aufwiesen, waren die resultierenden Schweißnähte mit starkem Naht- und Wurzelrückfall sowie Bindefehlern behaftet. Durch die geschliffene Nahtvorbereitung wurde der Fügspalt auf 10 μm - 20 μm reduziert. Dabei wurde eine Rauheit von $R_a = 0,6 \mu\text{m}$ und eine Parallelität von 2 μm eingehalten.

Gefügebeurteilung

Durch die Art des Gefüges der Schweißnaht und der WEZ können Rückschlüsse auf die Festigkeit der Schweißverbindung gezogen werden. Abbildung 51 zeigt eine detaillierte Darstellung der Schweißnaht und der WEZ beider Werkstoffe.

Der X5CrNi18-10 zeigt im Grundwerkstoff das typische Aussehen eines gewalzten, hochlegierten, austenitischen Stahles. Die Schweißnaht weist ebenfalls ein austenitisches Gefüge auf, wobei dies eine gerichtete Erstarrung zeigt. Im Bereich der WEZ sowie in der Schweißnaht werden durch die Beraha 2 Ätzung Gefügebestandteile herausgeätzt (schwarze streifenförmige Bereiche), wie sie für delta-Ferrit typisch sind. Der Nachweis von delta-Ferrit hat zunächst keinen nennenswerten Einfluss auf die Bauteilfestigkeit, kann jedoch zu Korrosionserscheinungen wie Lochfraß-, Spannungsriss-, oder interkristalliner Korrosion führen. Die Korngrößen wurden nicht im Detail vermessen. Jedoch deutet sich an, dass die Schweißnaht eine leicht verringerte Korngröße aufweist. Dies deutet auf eine leicht erhöhte Festigkeit der Schweißnaht gegenüber dem Grundwerkstoff hin. Im Kopf der Schweißnaht wird eine Vergrößerung der Körner beobachtet, was auf eine verlangsamte Wärmeabfuhr beim Erstarren der Schmelze hindeutet. Eine WEZ bildet sich bei dem Werkstoff X5CrNi18-10 kaum aus, dadurch ist mit keinen deutlichen Festigkeitsunterschieden im Bereich der Fusionslinie zu rechnen.



links: X5CrNi18-10, Ätzung Beraha 2, rechts: 22MnB5 Ätzung Nital

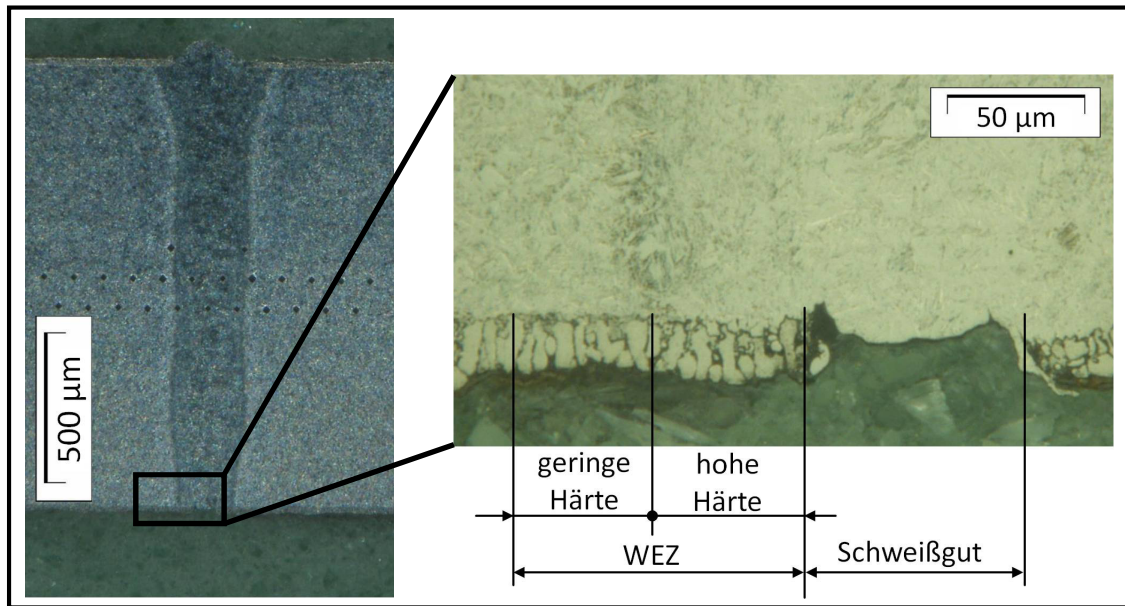
Abbildung 51: Gefügebeurteilung der Schweißnaht und WEZ

Der Werkstoff 22MnB5 weist im Grundwerkstoff sowie in der Schweißnaht ausschließlich Martensit auf. Ein bainitisches Gefüge, welches auf eine zu niedrige Abkühlgeschwindigkeit schließen lässt, konnte nicht nachgewiesen werden. Ein Korngrößenunterschied der Martensitkörner im Schweißgut, in der WEZ und im Grundmaterial konnte ebenfalls nicht nachgewiesen werden. Dadurch ist zunächst nicht auf einen Festigkeitsunterschied zwischen Schweißgut, WEZ und Grundmaterial zu schließen. Dennoch ist aufgrund der Kontrastunterschiede im Bereich der Schweißnaht eine deutliche WEZ zu erkennen. Dies deutet auf eine Veränderung des Gefüges oder der chemischen Zusammensetzung hin. Es wird davon ausgegangen, dass der Martensit im Bereich der WEZ eine Entspannung erfahren hat und dadurch eine geringere Festigkeit aufweist.

Beurteilung mittels Härteprüfung und Anwendung des $t_{8/5}$ Konzeptes

Die Mikrohärteprüfung wird mit dem Verfahrensprinzip der Vickers-Härtemessung durchgeführt. Kleine Geometrien, wie die WEZ einer lasergeschweißten Naht, werden dabei nur mit geringen Kräften geprüft. Nach [52] ist definiert, dass die Mikrohärtemessung bei Materialstärken von ≤ 4 mm mittig im Werkstück gemessen wird. Der Abstand der Messpunkte wird dabei auf 0,05 mm festgelegt. Um die Messauflösung in horizontaler Richtung zu erhöhen werden mehrere Härtespuren in vertikaler Richtung versetzt angeordnet. Es wird zunächst auf den Werkstoff 22MnB5 eingegangen und anschließend auf den Werkstoff X5CrNi18-10.

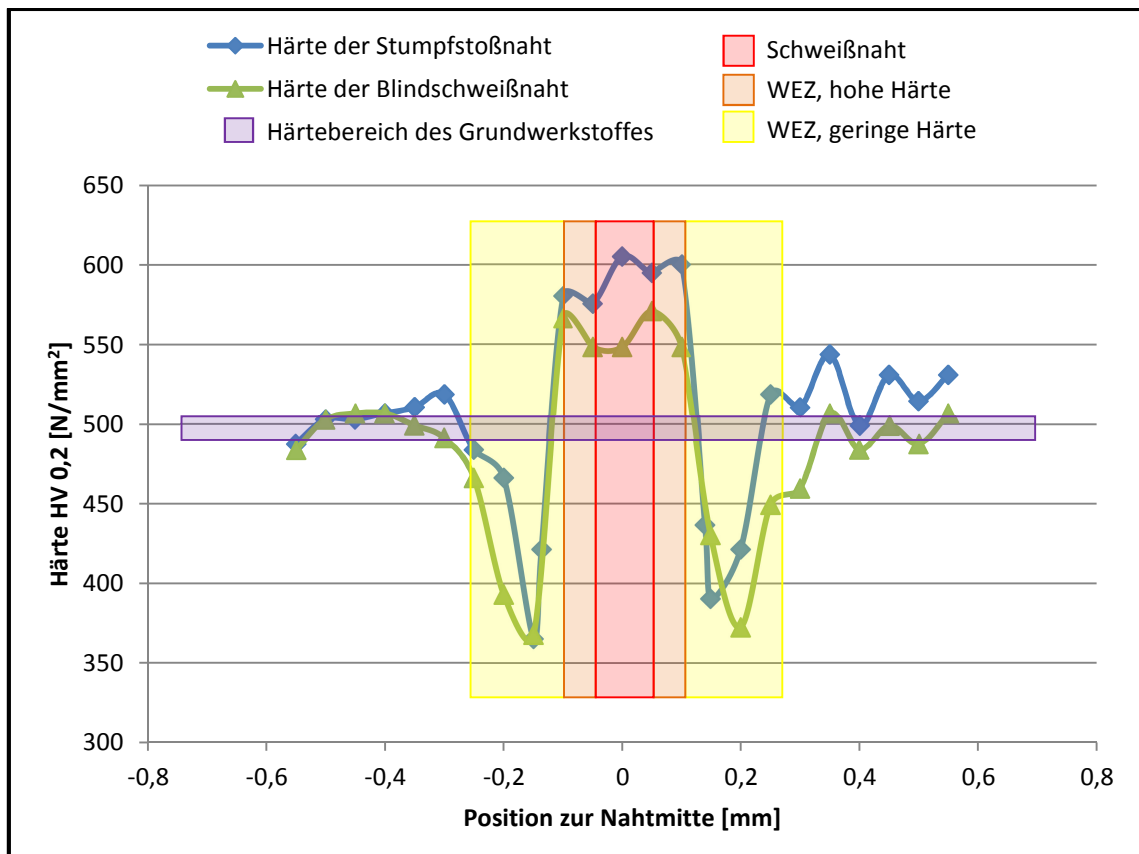
Abbildung 52 zeigt die Anordnung der Mikrohärteprüfpunkte am Werkstoff 22MnB5 sowie die WEZ im Bereich der Wurzel.



$d_{0,86} = 53 \mu\text{m}$, $t = 1,6\text{mm}$, 22MnB5, $P = 1840 \text{ W}$, $v = 270 \text{ mm/s}$, $\alpha = 45^\circ$, mit Cross- Düse, Ätzung Nital, links: Übersicht der Schweißnaht mit Mikrohärtemesspunkten, rechts: Wurzel mit Zinkbeschichtung und Härteeinteilung der WEZ

Abbildung 52: Anordnung der Mikrohärteprüfpunkte und WEZ im Wurzelbereich des 22MnB5

Die Abbildung zeigt rechts den Bereich der Schweißwurzel. Dabei ist die WEZ in einen Bereich mit hoher Härte und einen Bereich mit niedriger Härte unterteilt. In dem Bereich hoher Härte wurde die Austenitisierungstemperatur überschritten jedoch die Schmelztemperatur nicht erreicht. Dies ist daran zu erkennen, dass die Zinkbeschichtung noch vorhanden ist. Die Siedetemperatur von reinem Zink liegt bei 907°C . Da es sich um eine Zinklegierung handelt kann der Siedepunkt der Zinkbeschichtung jedoch darüber liegen. Nach [42] liegt die Austenitisierungstemperatur des 22MnB5 bei ca. 920°C . Im Bereich geringer Härte wurde die Austenitisierungstemperatur nicht überschritten und es treten lediglich Anlasseffekte ein, wodurch die Härte des Werkstoffes gesenkt wird. In Abbildung 53 sind die Härteverläufe des Grundwerkstoffes, einer Blindschweißung sowie einer Stumpfstoßschweißung dargestellt. Die Härte wurde dabei nach HV0,2 bestimmt.



$d_{0,86} = 53 \mu\text{m}$, $t = 1,6 \text{ mm}$, $P = 1840 \text{ W}$, $v = 270 \text{ mm/s}$, $\alpha = 45^\circ$, mit Cross- Düse

Abbildung 53: Härteverlauf am Werkstoff 22MnB5

Der Grundwerkstoff weist eine durchschnittliche Härte von 495 HV_{0,2} auf. Bei den bearbeiteten Proben im Stumpfstoß oder bei der Blindschweißung zeigt der Verlauf einen Härterückfall (Härtetasche) im Bereich der WEZ und einen Härteanstieg im Schweißgut und in der WEZ. Im Bereich des Härtetasches sinkt die Härte bis auf 365 HV_{0,2}. Dies zeigt, dass der Martensit in der WEZ durch Anlasseffekte eine deutliche Entspannung erfährt. Im Vergleich von Blindschweißung und Stumpfstoßschweißung sind geringe Abweichungen zu erkennen. Die maximale Härte bei der Stumpfstoßprobe betrug 605 HV_{0,2}. Die maximale Härte bei der Blindschweißung betrug 570 HV_{0,2}. Ein weiterer Unterschied zeigt sich in der Breite des Härtetasches. Dieser bildet sich bei der Blindschweißung breiter aus. Beide Effekte lassen darauf schließen, dass bei der Stumpfstoßschweißung eine größere Abkühlgeschwindigkeit realisiert wird. Es wird vermutet, dass aufgrund des vorhandenen Fügespalt beim Stumpfstoßschweißen (10 μm – 20 μm) ein größerer Anteil an Laserstrahlung nicht am Schweißprozess beteiligt ist und lediglich transmittiert wird. Aufgrund dessen wird eine geringere Wärmemenge im Werkstück deponiert, wodurch die Abkühlzeit beim Stumpfstoßschweißen verkürzt wird.

Bei einer Variation der Schweißgeschwindigkeit von 270 mm/s auf 330 mm/s und sonst konstanten Schweißparametern für Stumpfstoßverbindungen ist ein Unterschied des Härteverlaufes nicht eindeutig nachweisbar.

Es ist bekannt, dass die Breite des Härteabfalls eine direkte Auswirkung auf die übertragbaren Spannungen des Bauteiles besitzt. Dabei bewirkt ein breiter Härtesack, dass nur geringere Zugspannungen übertragen werden können [8]. Die Breite des Härteabfalles beträgt hier unter 200 μm . Diese wird im Vergleich zu konventionellen Schweißverfahren als gering eingestuft. Aufgrund dessen sollten, obwohl nur geringe Härtewerte erreicht werden, dennoch moderate Zugfestigkeiten resultieren.

Mithilfe des $t_{8/5}$ - Konzeptes wird ein Numerischer Ansatz zur Bestimmung der Abkühlzeit gegeben. Über verschiedene Ansätze lassen sich damit Härte und Festigkeit bestimmen. Dabei wird die Zeit ermittelt, die die Schweißnaht benötigt um eine Temperatur von 800 °C auf 500 °C zu durchlaufen. Nach [54] wird diese in zwei Bereiche unterteilt. Die zweidimensionale- und dreidimensionale Wärmeableitung. Für eine zweidimensionale Wärmeableitung errechnet sich die $t_{8/5}$ Zeit nach

$$t_{8/5} \text{ 2D} = (0,043 - 4,3 \cdot 10^{-5} \cdot T_0) \cdot \frac{Q^2}{t^2} \left[\left(\frac{1}{500-T_0} \right)^2 - \left(\frac{1}{800-T_0} \right)^2 \right] \cdot F_2 \quad \text{Gleichung (11)}$$

und für die dreidimensionale Wärmeableitung nach

$$t_{8/5} \text{ 3D} = (0,67 - 5 \cdot 10^{-4} \cdot T_0) \cdot Q \cdot \left[\frac{1}{500-T_0} - \frac{1}{800-T_0} \right] \cdot F_3 \quad \text{Gleichung (12)}$$

Dabei beschreiben T_0 [°] die Vorwärmtemperatur, Q [kJ/cm] die Streckenenergie, t [cm] die Materialstärke sowie F_2 und F_3 Nahtformfaktoren für zwei- und dreidimensionale Wärmeableitung. Durch Gleichsetzen beider Gleichungen lässt sich die Grenzblechstärke

$$t_{\text{grenz}} = \sqrt{\frac{(0,043 - 4,3 \cdot 10^{-5} \cdot T_0)}{(0,67 - 5 \cdot 10^{-4} \cdot T_0)} \cdot Q \cdot \left(\frac{\left(\frac{1}{500-T_0} \right)^2 - \left(\frac{1}{800-T_0} \right)^2}{\left(\frac{1}{500-T_0} \right) - \left(\frac{1}{800-T_0} \right)} \right) \cdot \frac{F_2}{F_3}} \quad \text{Gleichung (13)}$$

ermitteln. Diese stellt den Übergang von zwei- nach dreidimensionaler Wärmeabfuhr dar. Über

$$t < t_{\text{grenz}} \rightarrow t_{8/5} \text{ 2D} \quad \text{Gleichung (14)}$$

und

$$t > t_{\text{grenz}} \rightarrow t_{8/5} \text{ 3D} \quad \text{Gleichung (15)}$$

wird definiert welche Art der Wärmeabfuhr für das $t_{8/5}$ Konzept relevant ist.

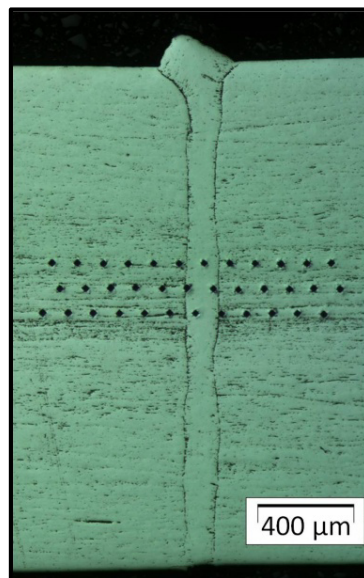
Über weitere Ansätze von DÜREN und YURIOKA lassen sich die maximalen Härten eines Werkstoffes in Abhängigkeit der $t_{8/5}$ - Zeit ermitteln. Dafür wird mittels der chemischen Zusammensetzung die kritische Abkühlzeit für die Bildung von Martensit t_M , die kritische Abkühlzeit für die Bildung von Bainit t_B sowie die Martensithärte H_M und die Bainithärte H_B im Gefüge ermittelt. Mit

$$HV = \frac{H_M + H_B}{2} - \frac{H_M - H_B}{2,2} \cdot \arctan \left(4 \cdot \frac{\lg \left(\frac{t_{8/5}}{t_M} \right)}{\lg \left(\frac{t_B}{t_M} \right)} - 2 \right) (rad) \quad \text{Gleichung (16)}$$

kann die Härte in Abhängigkeit der $t_{8/5}$ Zeit berechnet werden.

Durch die Software „Weldware“ werden ähnliche Ansätze aufgegriffen und die $t_{8/5}$ Zeiten, Härteverläufe und Festigkeitsverläufe in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung des Stahles ermittelt. Bei einer derartigen Betrachtung wurde festgestellt, dass eine 100 % Martensitbildung bis zu einer $t_{8/5}$ Zeit von 3 s stattfindet. Bei einer $t_{8/5}$ Zeit von 1 s beträgt die berechnete Härte 490 HV, was mit dem Grundwerkstoff zu vergleichen ist. Es ist davon auszugehen, durch die hier durchgeführten Schweißversuche eine deutlich geringere $t_{8/5}$ Zeit realisiert wird. Dies zeigt sich aufgrund der gemessenen Härte der Schweißnaht von ca. 590 HV_{0,2}. Es ist jedoch bekannt, dass sich das tatsächliche Abkühlverhalten und die Mischkristallbildung von mikrolegierten Stählen als sehr komplex darstellt. Dadurch lassen sich auch durch numerische Ansätze nur Näherungswerte ermitteln.

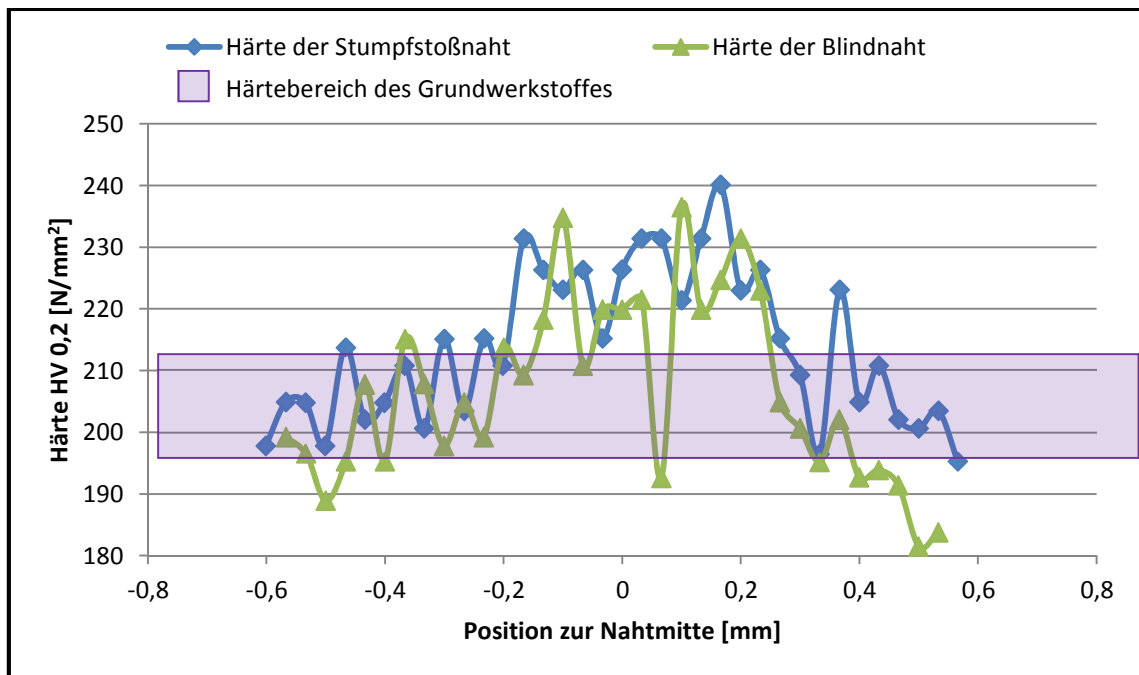
Der Werkstoff X5CrNi18-10 weist im Härteverlauf keine deutlichen Änderungen im Bereich der Schweißnaht auf. Abbildung 54 zeigt die Anordnung der Mikrohärteprüfungspunkte an 2 mm X5CrNi18-10, welche nach HV_{0,1} aufgenommen wurden.



$d_{0,86} = 53 \mu\text{m}$, $t = 2\text{mm}$, X5CrNi18-10, $P = 1840 \text{ W}$, $v = 300 \text{ mm/s}$, $\alpha = 45^\circ$, mit Cross- Düse

Abbildung 54: Anordnung der Mikrohärteprüfungspunkte des X5CrNi18-10

Aufgrund des hohen Nickelgehaltes von $> 8 \%$ wird im Schweißgut, ebenso wie im Grundwerkstoff, ausschließlich austenitisches Gefüge gebildet. Dabei ist eine thermisch induzierte Änderung des Gefüges beim Abkühlen, bspw. durch Anlasseffekte, ausgeschlossen. Dies zeigt sich, indem sich durch einen Ätzangriff die gleiche Färbung für Grundwerkstoff und Schweißgut ausbildet (s. Abbildung 51 links). In Abbildung 55 sind die Härteverläufe des Grundwerkstoffes, einer Blindschweißung sowie einer Stumpfstoßschweißung dargestellt.



$t = 2 \text{ mm}$, X5CrNi18-10, $P = 1840 \text{ W}$, $v = 300 \text{ mm/s}$, $\alpha = 45^\circ$, mit Cross- Düse

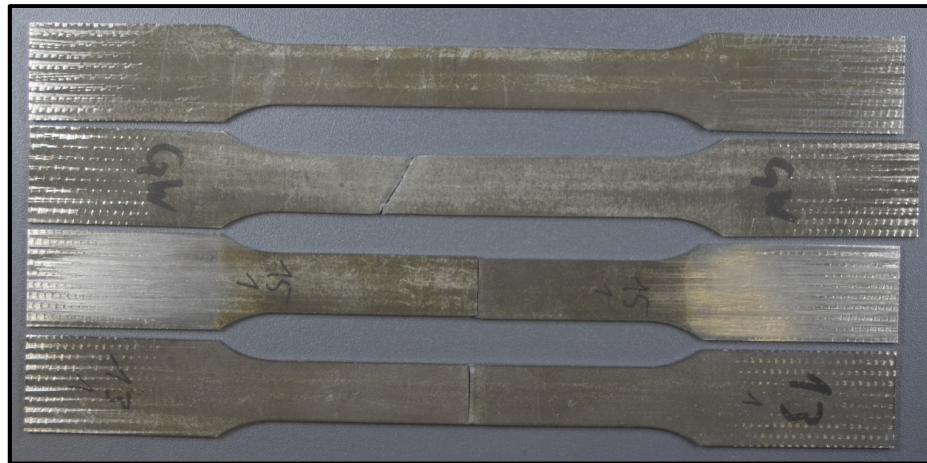
Abbildung 55: Härteverlauf am Werkstoff X5CrNi18-10

Die durchschnittliche Härte des Grundwerkstoffes beträgt 195 HV_{0,1}. Es zeichnet sich ein leichter Härteanstieg im Bereich der Schweißnaht ab. Dabei steigt die Härte bis auf ein Maximum von 240 HV_{0,1} an. Es kann jedoch kein Unterschied zwischen Blindnaht und Stumpfstoßnaht nachgewiesen werden. Dies wird damit begründet, dass der Austenit aufgrund hoher Abkühlgeschwindigkeiten keinen spannungsärmeren Gefügestand erreicht. Aufgrund der Breite des Bereiches mit erhöhter Härte ist davon auszugehen, dass sich eine WEZ ausbildet. Dabei ist die Gefügebeeinflussung jedoch nur gering, so dass bei der metallografischen Untersuchung keine differenzierte Anätzung des Grundwerkstoffes und der WEZ erfolgt.

Beurteilung mittels Zugversuch

Durch die Beurteilung der Schweißproben mittels Zugversuch können Aussagen über die Zugfestigkeit der Schweißverbindung getroffen werden. Die Zugversuche wurden dabei gemäß [53] durchgeführt. Die Prüfgeschwindigkeiten während des Zugversuches betrugen 5 m/min bis zur Vorkraft von 500 N und 10 m/min bis zum Bruch. Es wird zunächst auf den Werkstoff 22MnB5 eingegangen und anschließend auf den Werkstoff X5CrNi18-10.

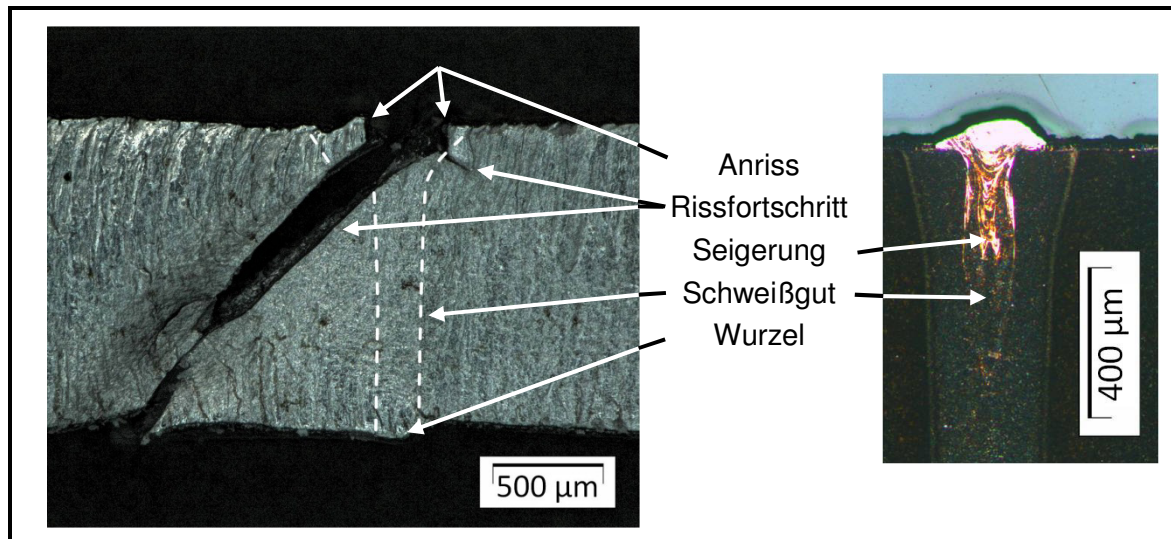
Abbildung 56 zeigt beispielhaft die Zugprobengeometrie des Werkstoffes 22MnB5 vor und nach dem Bruch.



Von oben nach unten: Zugprobe ungezogen, Grundwerkstoff gezogen und nicht geschweißt, Stumpfstoßschweißung gezogen, Blindschweißung gezogen

Abbildung 56: Zugproben des 22MnB5

Dabei ist zu erkennen, dass der Grundwerkstoff einen diagonalen Bruch aufweist. Dies ist ein normales Verhalten und wird darauf zurückgeführt, dass sich die Bruchebene in der Ebene der größten Schubspannung im Metallgitter ausbreitet [41]. Diese ist für gewöhnlich in einem 45° Winkel zur angreifenden Kraft ausgerichtet. Der Bruch einer geschweißten Naht weist ein anderes Verhalten auf. Dabei ist kein Unterschied zwischen stumpf- und blindgeschweißten Nähten erkennbar. Zunächst wird festgestellt, dass sich der Bruch entlang der Schweißnaht ausbildet. Abbildung 57 zeigt eine Detailaufnahme eines Bruches einer Stumpfstoßschweißnaht.



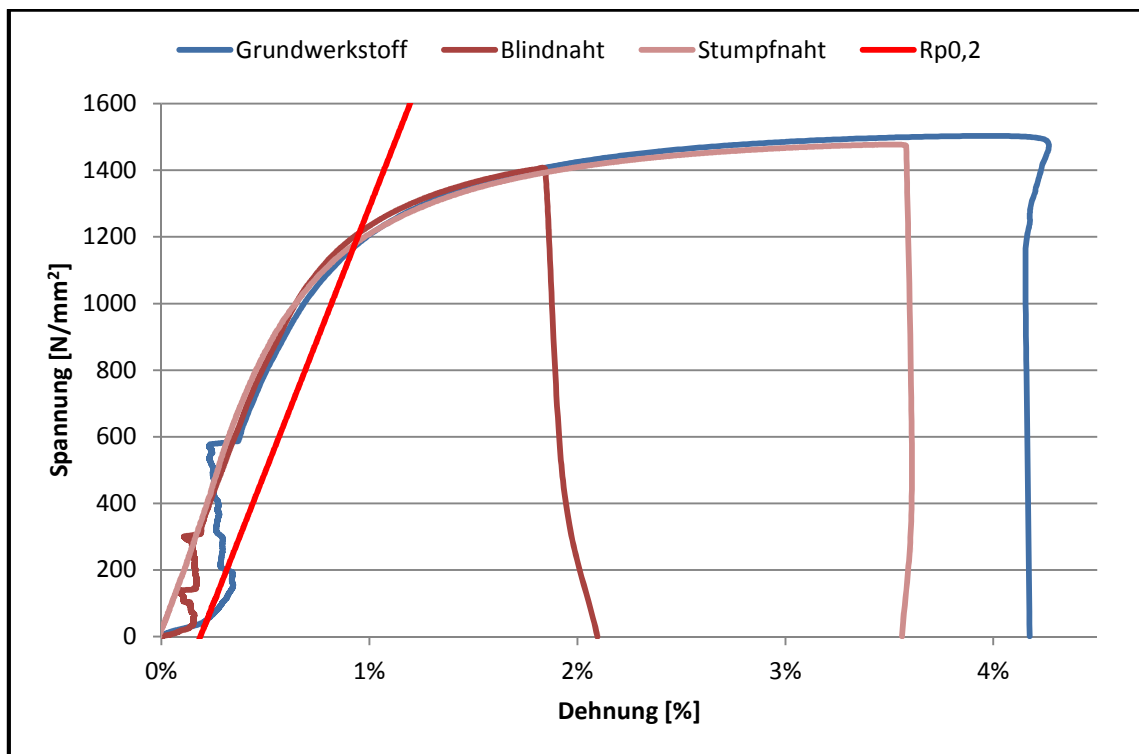
$t = 1,6 \text{ mm}$, $P = 1840 \text{ W}$, $v = 300 \text{ mm/s}$, $\alpha = 45^\circ$, mit Cross- Düse: links: Bruchverlauf, rechts: Seigerung in der Schweißnaht Ätzung: LB2

Abbildung 57: Bruch an einer Stumpfschweißnaht

Dabei ist zu erkennen, dass sich ein senkrechter Anriss (Ausgangspunkt des Bruches) direkt im Schweißgut befindet. Dies ist zunächst ungewöhnlich, da in der WEZ bereits eine geringere Härte und damit eine geringere Zugfestigkeit festgestellt wurde. Die Messung der Härte bezieht sich dabei jedoch auf den mittleren Materialbereich. Es wird daher vermutet, dass aufgrund von Seigerungen (Ansammlung von bestimmten

stahlbegleitenden Legierungselementen) der obere Bereich der Schweißnaht eine geringere Festigkeit aufweist als die WEZ. Diese sogenannte metallurgische Kerbe entsteht durch das Einbinden von Zink in das Schweißgut. Wie in Abbildung 57 rechts zu erkennen ist, nimmt die Seigerung in Richtung Materialmitte ab. Nachdem der Riss diese Materialschwächung passiert hat, wird der Rissfortschritt entlang der größten Schubspannung diagonal fortgesetzt. Dies zeigt, dass die WEZ nicht in erster Linie bzw. ausschließlich für die Schweißnahtfestigkeit verantwortlich ist.

Abbildung 58 zeigt das spannungs- Dehnungsdiagramm für den Werkstoff 22MnB5. Darin werden die Festigkeiten für den unbeeinflussten Grundwerkstoff sowie für Blind- und Stumpfstoßschweißungen dargestellt.



$t = 1,6 \text{ mm}$ 22MnB5, $P = 1840 \text{ W}$, $v = 300 \text{ mm/s}$, $\alpha = 45^\circ$, mit Cross- Düse, Grundwerkstoff ohne Schweißnaht

Abbildung 58: Spannungs- Dehnungsdiagramm für den Werkstoff 22MnB5

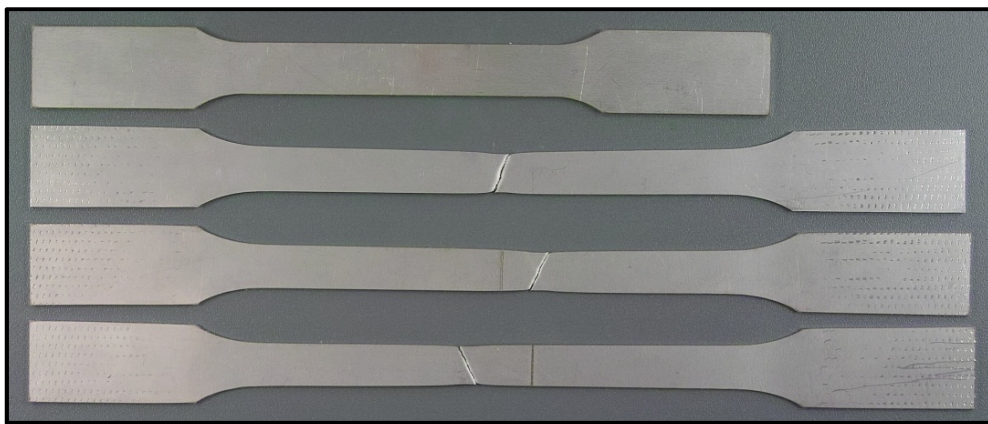
Dem Graph ist zu entnehmen, dass der Grundwerkstoff die größte Zugfestigkeit von 1503 N/mm^2 aufweist. Dies ist zu erwarten, da das Material thermisch nicht beeinflusst wurde.

Durch Stumpfstoßschweißungen wurde eine maximale Zugfestigkeit von 1477 N/mm^2 ermittelt. Bei der detaillierten Betrachtung verschiedener Schweißparameter zeichnet sich keine eindeutige Tendenz für optimale Schweißparameter ab. Alle bewerteten Schweißverbindungen zeigen vergleichbare Zugfestigkeitskennwerte. Dieses Ergebnis zeigt, dass durch Stumpfstoßschweißungen aufgrund der schmalen WEZ und der schmalen Seigerungsbereiche annähernd Grundwerkstofffestigkeit erreicht werden kann.

Die Blindschweißnaht weist mit 1403 N/mm^2 im Vergleich zu allen Stumpfnahten die geringste Zugfestigkeit auf. Es wird vermutet, dass gegenüber der Stumpfstoßschwei-

Bung eine verlangsamte Erstarrung der Auslöser dafür ist. Dadurch sollte sich der Seigerungsbereich sowie die WEZ vergrößern und daraus ein größeres Werkstoffvolumen mit geringerer Festigkeit resultieren. Dieses Verhalten würde die Beobachtungen bei der Mikrohärtemessung bestätigen. Resultierend daraus tritt ein Bruch bei geringeren Spannungen ein. Im Hinblick auf die Dehngrenze $R_{p0,2}$ (Spannung bei einer Dehnung von 0,2 %) weisen alle Schweißnähte einen Wert von $\geq 1150 \text{ N/mm}^2$ auf. Der zugesicherte Maximalwert des Herstellers für den Grundwerkstoff beträgt dabei 1100 N/mm^2 (s. Abschnitt 4.2.3). Damit liegen die hier erzeugten Schweißnähte für die Auslegung dynamisch beanspruchter Bauteile in einem relevanten Festigkeitsbereich.

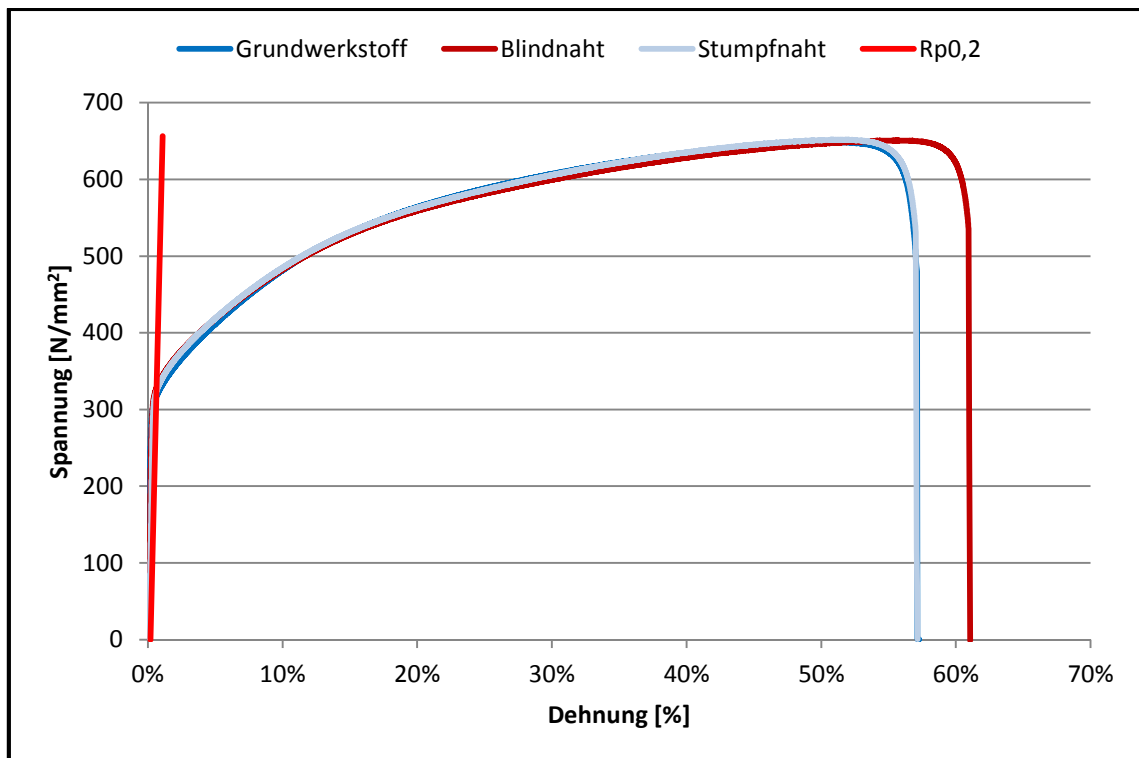
Der Werkstoff X5CrNi18-10 zeigt ein deutlich anderes Verhalten. Abbildung 59 zeigt beispielhaft die Zugprobegeometrie des Werkstoffes X5CrNi18-10 vor und nach dem Bruch.



Von oben nach unten: Zugprobe ungezogen, Grundwerkstoff gezogen und nicht geschweißt, Stumpfstoßschweißung gezogen, Blindschweißung gezogen

Abbildung 59: Zugproben des X5CrNi18-10

Dabei wird ersichtlich, dass eine größere Dehnung als bei dem Werkstoff 22MnB5 vorliegt. Dies bezieht sich auf den Grundwerkstoff sowie auf geschweißte Proben. Weiterhin ist zu erkennen, dass die geschweißten Proben nicht im Bereich der Schweißnaht gebrochen sind. Dies zeigt deutlich, dass Blindnähte sowie Stupfnähte eine größere Festigkeit als der Grundwerkstoff ausweisen. Dieses Verhalten korreliert mit den Beobachtungen der Härtemessung, wonach eine größere Härte im Schweißgut eine hohe Zugfestigkeit bewirkt. Abbildung 60 zeigt das resultierende Spannungs-Dehnungs-Diagramm für den Grundwerkstoff und den geschweißten Proben.



t = 1,5 mm X5CrNi18-10, P = 1840 W, v = 550 mm/s, $\alpha = 45^\circ$, mit Cross- Düse, Grundwerkstoff ohne Schweißnaht

Abbildung 60: Spannungs- Dehnungsdiagramm für den Werkstoff X5CrNi18-10

Dem Diagramm ist ebenfalls zu entnehmen, dass die Zugfestigkeiten der geschweißten Proben keinen Unterschied zum Grundwerkstoff aufweisen. Es wurden durchschnittliche Festigkeiten von $650 \text{ N/mm}^2 \pm 10 \text{ N/mm}^2$ für alle bewerteten Proben gemessen. Die Dehngrenze $R_{p0,2}$ liegt bei allen Proben bei ca. 320 N/mm^2 . Damit wird die Herstellerangabe von mindestens 230 N/mm^2 deutlich überschritten. Es wurde kein Festigkeitsunterschied zwischen Schweißproben festgestellt, die mit unterschiedlichen Schweißparametern erzeugt wurden. Dies bezieht sich auf die Materialstärke, Laserleistung sowie Schweißgeschwindigkeit.

6 Beschreibung des optimierten Prozessfensters

Im folgenden Kapitel wird erläutert, wodurch der Hochgeschwindigkeitslaserschweißprozess in der vorliegenden Arbeit optimiert wird und welche Effekte sich daraus ergeben.

Die wesentlichen Prozessbeeinflussungen werden mithilfe eines Laserschweißkopfes der Firma PRECITEC durchgeführt. Mit einer Fokussierlinse der Brennweite 250 mm wird ein Strahlfleckdurchmesser von 53 μm erzeugt. Die Vorschubbewegung wird über ein linear- Achssystem realisiert. Davon unabhängig kann der Lasereinstrahlwinkel mit Hilfe des Schweißkopfes eingestellt werden. Dabei ist der Brennfleck statisch und die Relativbewegung wird durch ein linear- Achssystem realisiert. So wird mittels eines Cross- Düsensystemes eine weitere Prozessbeeinflussung direkt an der entstehenden Schweißnaht durchgeführt. Die einzuhaltenden Randbedingungen beziehen sich auf die Nahtgeometrie. Demnach werden die Prozessparameter weiter untersucht, bei denen eine vollständige Durchschweißung über die gesamte Schweißnahtlänge sowie eine humpingfreie Schweißnahtoberfläche erzeugt wird. Die Untersuchungen werden an den Werkstoffen X5CrNi18-10 und 22MnB5 durchgeführt. Dadurch soll der Einfluss von Legierungselementen und einer zusätzlichen Werkstoffbeschichtung verdeutlicht werden.

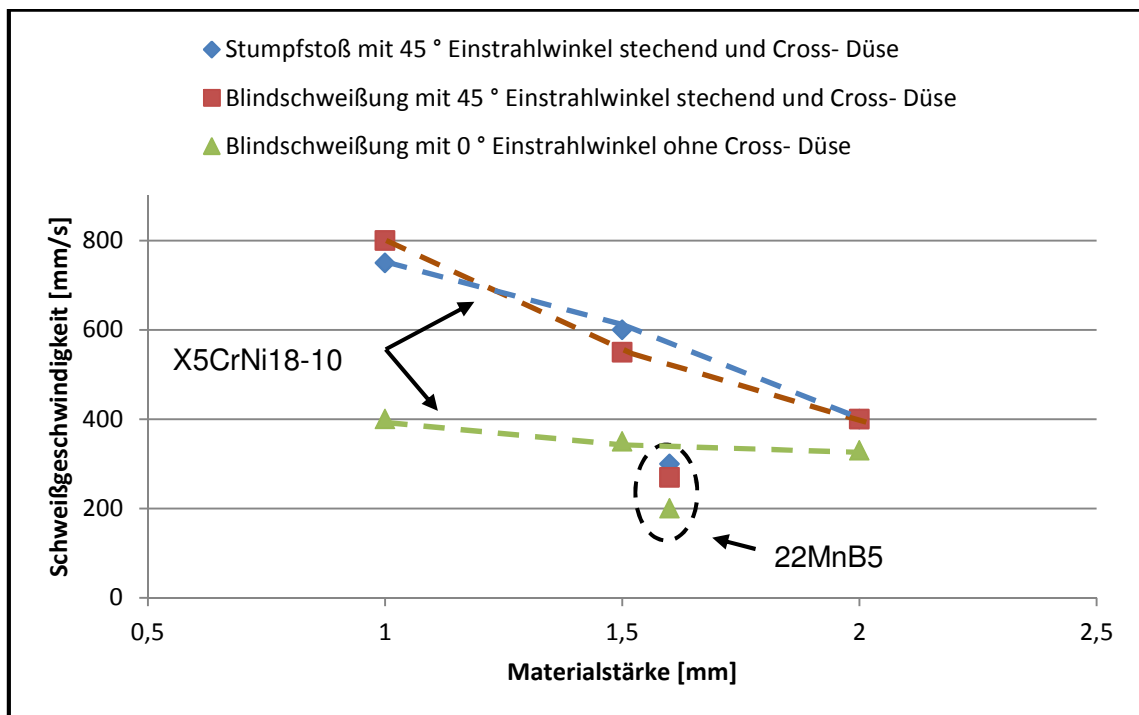
Die Untersuchungen ergeben, dass die Schweißgeschwindigkeit durch die Prozessführung stark beeinflusst werden kann. Dabei zeigt sich, dass eine stechende Bearbeitungsstrategie deutliche Vorteile gegenüber einer schleppenden Bearbeitung hat. Dies wird in erster Linie auf die Schmelzbaddynamik in Verbindung mit dem ausgebildeten Keyhole zurückgeführt. Offenbar hat die geschwindigkeitsabhängige Krümmung des Keyholes (s. Abbildung 41) einen maßgeblichen Einfluss auf das Strömungsverhalten in der Schmelzschleppe. Dabei ist die rückwärtige Krümmung des Keyholes weniger in Richtung Schmelzschleppe ausgebildet. Resultierend daraus sollte der Beschleunigungsimpuls auf die aufwärtsgerichtete Schmelzbadströmung nicht in Richtung Schmelzschleppe gerichtet sein. Dadurch wird die Baddynamik in der Schmelzschleppe verringert, wodurch die maximale Schweißgeschwindigkeit zur Bildung von Humping zu größeren Vorschubgeschwindigkeiten verschoben wird. In [31] wird dafür ein geeigneter Ansatz zur Bildung von Humping in Abhängigkeit der Vorschubgeschwindigkeit vorgestellt. Die schleppende Prozessführung wird bis zu einem Einstrahlwinkel von 45 ° optimiert. Durch eine flachere Einstrahlung wird keine Prozessverbesserungen erzielt.

Weiterhin wird festgestellt, dass sich die Plasmafackel durch eine schräge Einstrahlung tendenziell in die vom Laserstrahl abgewandte Richtung ausbildet. Abbildung 42 verdeutlicht diese Beobachtung. Bei einer stechenden Bearbeitung wurden ab einem Ein-

strahlwinkel von $> 25^\circ$ ausschließlich Plasmafackeln beobachtet, die sich in die vom Schweißprozess abgewandte Seite ausbildet. Dabei wird die Dampfplasmafackel in entgegengesetzte Richtung zur Schmelzschleppe ausgebildet. Dadurch wird angenommen, dass die dynamisch gebildete Dampfplasmafackel so keine zusätzliche Bewegungskomponente in die Schmelzbaddynamik der Schmelzschleppe einbringt. Resultierend daraus wird die Schmelzbadbewegung in Vorschubrichtung weniger gestört und das Auftreten von Humping zu größeren Vorschubgeschwindigkeiten verschoben.

Ein weiteres Optimierungspotential wird durch den Einsatz einer Cross- Düse aufgezeigt. Diese ist so angeordnet, dass die entstehende Dampfplasmafackel durch eine laminare Druckluftströmung verdrängt wird. Die Verdrängung geschieht dabei quer zur Vorschubrichtung. Zudem wird auch das Volumen der Dampfplasmafackel deutlich verringert. Folglich wird weniger Laserstrahlleistung vom Plasma absorbiert, wodurch ein größerer Anteil der Strahlung für den Schweißprozess genutzt werden kann. Zudem wird davon ausgegangen, dass die Dynamik der Plasmafackel durch das verminderte Volumen stärker eingeschränkt ist. Demzufolge wird die Schmelzbaddynamik in der Schmelzschleppe noch geringer beeinflusst, wodurch die maximale Schweißgeschwindigkeit zur Humpingbildung weiter verschoben wird.

In Abbildung 61 ist das Potential der Prozessoptimierung aufgezeigt. Dabei ist die kritische Schweißgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Materialstärke und des Materiales dargestellt.



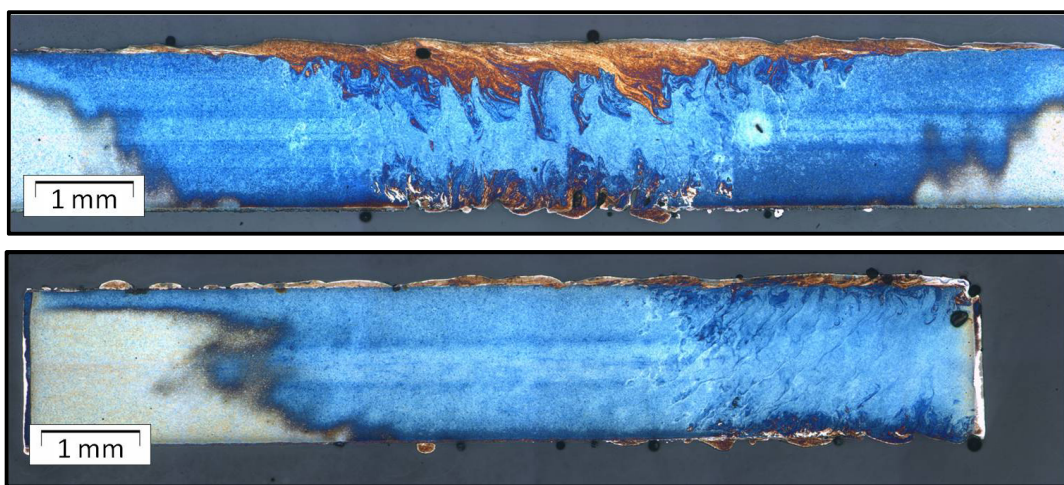
$d_{0,86} = 53 \mu\text{m}$, $P = 1840 \text{ W}$

Abbildung 61: Vergleich des optimierten und nicht optimierten Prozessfensters

Aufbauend auf Blindschweißungen mit senkrechter Einstrahlung und ohne Nutzung einer Cross- Düse zeigt sich, dass die Schweißgeschwindigkeit in allen untersuchten Bereichen gesteigert wird. Dabei kann für den Werkstoff X5CrNi18-10 eine Geschwin-

digkeitssteigerung zwischen 20 % und 100 % realisiert werden. Es zeichnet sich ab, dass mit zunehmender Materialstärke die Schweißgeschwindigkeit in geringerem Maße steigerbar ist. Beispielsweise kann für 1 mm Materialstärke die Schweißgeschwindigkeit durch die Optimierung von 400 mm/s auf 800 mm/s gesteigert werden und für 3 mm Materialstärke von 330 mm/s auf 400 mm/s. Der Werkstoff 22MnB5 zeigt bei der Optimierung aufgrund einer niedrigviskoser Schmelze und der vorhandenen Zinkbeschichtung eine geringere Geschwindigkeitssteigerung. Der geringe Geschwindigkeitsunterschied zwischen Stumpfstoßschweißung und Blindschweißung mit jeweils 45° Einstrahlwinkel und Cross- Düse wird in Abschnitt 5.2.5 erläutert.

In Abbildung 62 werden die metallografischen Längsschliffe für den optimierten und nicht optimierten Prozessbereich gezeigt. Anhand des Werkstoffes 22MnB5 zeigt sich, welcher Einfluss auf die Schmelzbaddynamik ausgeübt wird.



t = 1,6 mm 22MnB5, Ätzung: Beraha 2, oben: P = 1380 W, v = 200 mm/s, $\alpha = 0^\circ$, ohne Cross- Düse, unten: P = 1840 W, v = 300 mm/s, $\alpha = 45^\circ$ stechend, mit Cross- Düse

Abbildung 62: Vergleich der optimierten und nicht optimierten Schweißnähte im Längsschliff

Durch die Ätzung mit Beraha 2 wird die Durchmischung des Stahles mit der Zinkphase der Beschichtung deutlich erkennbar. Dabei ist zu erkennen, dass durch die senkrechte Einstrahlung ohne Cross- Düse eine deutlich stärkere Durchmischung des Schmelzbades erfolgt. Dies betrifft den Wurzelbereich sowie den oberen Nahtbereich. Es wird gezeigt, dass beim optimierten Prozess die Zinkbeschichtung zwar in das Schweißgut eingebracht wird, sich aber stärker abgegrenzt an der Nahtoberfläche befindet. Es wird davon ausgegangen, dass die Stärke der Durchmischung die Größe des Schmelzbades beschreibt. Dabei zeigt sich, dass bei voller Durchschweißung durch die geringere Schmelzbaddynamik eine geringere Neigung zum Humping vorliegt. Aus diesem Grund können durch die stechende Prozessführung unter Nutzung der Cross-Düse erhöhte Schweißgeschwindigkeiten realisiert werden bis Humping einsetzt.

7 Zusammenfassung und Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wurde ein Parameterfenster zum prozesssicheren Hochgeschwindigkeitslaserschweißen mit einem 3 kW Monomode Faserlaser erarbeitet. Dabei kamen die Werkstoffe X5CrNi18-10 sowie 22MnB5 in Materialstärken von 1 mm bis 3 mm zum Einsatz. Als grundlegende Schweißnahteigenschaft wurde eine humpingfreie und voll durchgeschweißte Schweißnaht vorausgesetzt.

In den grundlegenden Untersuchungen wurden mittels eines Galvanometerscanners und zwei Fokussieroptiken der Brennweite 230 mm und 500 mm erste Schweißparameter untersucht. Maßgeblich wird dabei eine Variation der Schweißgeschwindigkeit, der Laserleistung und des Fokusedurchmessers respektive der Intensität vorgenommen. Mit der langbrennweitigeren Optik wurde ein Fokusedurchmesser von 65 μm erzeugt. Dadurch konnte bspw. für eine Materialstärke von 2 mm des Werkstoffes X5CrNi18-10 eine maximale Geschwindigkeit von 330 mm/s prozesssicher realisiert werden. Durch die kurzbrennweitigere Fokussierlinse mit dem Strahlfleckdurchmesser 21 μm konnten keine humpingfreien Schweißnähte hergestellt werden.

In den weiterführenden Untersuchungen wurde mittels einer Schweißoptik der Brennweite 250 mm ein Strahlfleckdurchmesser von 53 μm erzeugt. Damit wurde die Schweißbeignung bei stechender und schleppender Prozessführung untersucht. Es zeigte sich, dass durch eine stechende Einstrahlung des Lasers die maximale Schweißgeschwindigkeit deutlich erhöht werden konnte. Weiterhin wurde untersucht, welche Änderung der Schweißgeschwindigkeit durch den Einsatz einer Cross- Düse realisiert werden kann. Dabei wurde die beim Lasertiefschweißen entstehende Dampfplasmafackel minimiert und quer zur Vorschubrichtung verdrängt. Als Resultat konnten Schweißgeschwindigkeiten von 400 mm/s bei 2 mm Materialstärke bis hin zu 800 mm/s für 1 mm Materialstärke des Werkstoffes X5CrNi18-10 erzielt werden. Es wurde ebenfalls gezeigt, dass der borlegierte Werkstoff 22MnB5 mit einer geringeren Schweißgeschwindigkeit bearbeitet werden kann. Dabei konnte die Materialstärke 1,6 mm mit einer maximalen Geschwindigkeit von 300 mm/s humpingfrei geschweißt werden. Durch eine Untersuchung mit dem Schutzgas Stickstoff wurde gezeigt, dass oxidationsfreie Schweißnähte am Werkstoff X5CrNi18-10 herstellbar sind. Dabei konnten jedoch keine erhöhten Schweißgeschwindigkeiten umgesetzt werden.

Zum Abschluss wurden Festigkeitsuntersuchungen an den erzeugten Schweißnähten durchgeführt. Mittels Mikrohärtemessung wurde nachgewiesen, dass der Werkstoff 22MnB5 eine deutliche Aufhärtung auf bis zu 605 HV_{0,2} in der Schweißnaht aufwies. Im Bereich der WEZ wurde ein ausgeprägter Härteabfall auf bis zu 365 HV_{0,2} nachgewiesen. Die durchschnittliche Grundwerkstoffhärte betrug dabei 495 HV_{0,2}. Der Werkstoff X5CrNi18-10 zeigte lediglich eine leichte Aufhärtung auf 245 HV_{0,1} in der

Schweißnaht. Dabei betrug die Grundwerkstoffhärte 195HV0,1. Ergänzend dazu wurden Zugversuche an geschweißten Proben durchgeführt. Dabei stellte sich heraus, dass der Werkstoff 22MnB5 entlang der Schweißnaht bricht. Der Bruch ging dabei seigerungsbedingt von der Schweißnahtmitte aus. Es konnten Zugfestigkeitswerte von bis zu 1477 N/mm² bei stumpf geschweißten Nähten erreicht werden. Im Vergleich dazu beträgt die Grundwerkstofffestigkeit 1503 N/mm². Zudem wurde nachgewiesen, dass die Dehngrenze $R_{p0,2}$ von geschweißten Zugproben im gleichen Festigkeitsbereich liegt wie die des Grundwerkstoffes. Die Zugfestigkeit der Schweißnähte beim Werkstoff X5CrNi18-10 konnte nicht direkt nachgewiesen werden. Es zeigte sich, dass die Zugproben im Grundwerkstoff brachen. Dadurch wurde geschlossen, dass die Zugfestigkeit der Schweißverbindung größer als die des Grundwerkstoffes ist.

Es wird jedoch angenommen, dass die Möglichkeiten der Prozessoptimierung zum Hochgeschwindigkeitslaserschweißen weiter ausbaufähig sind. Beispielsweise kann durch die Wahl des Werkstoffes oder dessen Beschichtung Einfluss auf die maximale Schweißgeschwindigkeit genommen werden. Untersuchungen des Werkstoffes 22MnB5 ohne eine vorhandene Zinkbeschichtung oder in aluminisiertem Zustand sollten zur Beeinflussung der Schmelzbaddynamik und verbessertem Erstarrungsverhalten in Bezug auf Humping führen.

Weiterführende Untersuchungen können bei der Anwendung des $t_{8/5}$ -Konzeptes auf den Laserschweißprozess durchgeführt werden. Dabei steht im Vordergrund zu ermitteln, welche Gefügebestandteile und Festigkeitskennwerte durch den Schweißprozess im Material entstehen. Bei einem ungewünschten Gefüge kann mit Hilfe des $t_{8/5}$ -Konzeptes eine geeignete Temperaturführung ermittelt werden. Durch die Anwendung von Thermoelementen kann die tatsächliche Temperatur der Fugestelle ermittelt und die Anwendbarkeit des Konzeptes bewertet werden.

In der vorliegenden Arbeit wurde gezeigt, dass die Schmelzbaddynamik einen starken Einfluss auf das Entstehen von Humping hat. Aus diesem Grund sollte die Beeinflussung des Schmelzbades näher untersucht werden. Dabei kann bspw. eine Cross-Düse genutzt werden. Durch eine Anordnung der Cross-Düse entgegen der Vorschubrichtung kann die Geschwindigkeit der Schmelze in der Schmelzschleppe erhöht werden. Dadurch entsteht eine geringere Relativgeschwindigkeit zwischen Schmelze und Keyhole, wodurch sich die Humpingentstehung zu höheren Vorschubgeschwindigkeiten verlagert.

Durch den Einsatz von Prozessgasen kann die Schweißbarkeit ebenfalls verbessert werden. Beispielsweise kann die benötigte Ionisationsenergie der Prozessatmosphäre erhöht werden. Resultierend daraus entsteht eine minimierte Dampfplasmafackel, deren störende Effekte ebenfalls geringer werden sollten. Weiterhin können durch inerte Gase Oxidationseffekte, Legierungsabbrand, Entfestigung oder eine verminderte Korrosionsbeständigkeit am Werkstoff X5CrNi18-10 unterbunden werden. Ebenfalls kann durch bestimmte Prozessgase die Oberflächenspannung der Schmelze beeinflusst werden. Dabei kann ein verbesserter Schmelzfluss erreicht werden, wodurch die Neigung zu Humping oder anderen Schweißnahtunregelmäßigkeiten abnehmen kann.

Literaturverzeichnis

- [1] Fahrenwaldt, Hans J.; Schuler, Volkmar: Praxiswissen Schweißtechnik: Werkstoffe, Prozesse, Fertigung – 2. Aufl. - Wiesbaden: Vieweg Verlag, 2006
- [2] IPG Laser GmbH: Benutzerhandbuch: YLR- 3000 SM Ytterbium Faser Laser, 2005
- [3] Exner, Horst: Vorhabenbeschreibung: Zur Ausschreibung IP Transfer: Rapid Micro / Hochrate - Laserbearbeitung – Mittweida - 2011
- [4] Norm DIN 8580, Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung
- [5] Diltthey, Ulrich: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen - 3. Aufl. - Berlin: Springer Verlag, 2005
- [6] Norm DIN 1910-100, Schweißen und verwandte Prozesse – Begriffe Teil 100: Metallschweißprozesse mit Ergänzungen zu DIN EN 14610
- [7] Norm DIN EN 14610, Schweißen und verwandte Prozesse – Begriffe für Metallschweißprozesse
- [8] Gesellschaft für Schweißtechnik International mbH: Internationaler Schweißfachingenieurlehrgang: nach Richtlinie DVS –IIW 1170 - Aufl. 2009 - Düsseldorf: 2008
- [9] Hügel, Helmut: Strahlwerkzeug Laser: Eine Einführung - Stuttgart: Teubner, 1992
- [10] Brenner ,Berndt; Göbel, Gunther; Standfuß, Jens; Stamm, Uwe: Neuere Ergebnisse zum Schweißen von Eisenbasiswerkstoffen mit Faserlasern - 5. Laser-Anwenderforum, Bremen, 13./14.09.2006
- [11] Norm DIN EN ISO 6520-1, Schweißen und verwandte Prozesse – Einteilung von geometrischen Unregelmäßigkeiten an metallischen Werkstoffen – Teil 1: Schmelzschweißen
- [12] Linde AG: Facts About. Lasertechnologie: Grundlagen der Lasertechnik – Höllriegelskreuth
- [13] Treiber, Hanskarl: Der Laser in der industriellen Fertigung - Darmstadt: Hoppenstedt Technik Tabellen Verlag, 1990
- [14] Exner, Horst: Begleitheft zur Vorlesung Laserbearbeitung: Für den Studiengang Maschinenbau – Mittweida, 2011

-
- [15] Weinhold, Sebastian: Inbetriebnahme eines 3 kW Faserlasers unter Beachtung der Lasersicherheit und erste Versuche zum Lasertiefschweißen - 2008 - 81 S. Mittweida, Hochschule Mittweida (FH), Fachbereich Mathematik / Physik / Informatik, Diplomarbeit, 2008
 - [16] Friedrich-Schiller-Universität Jena: Faserlaser. URL: http://www.personal.uni-jena.de/~p3dosv/pdf/Faserlaser_Script.pdf, verfügbar am 22.06.2013
 - [17] Beckmann, Dennis: Der Scheibenlaser: Eine neues Konzept für diodengepumpte Festkörperlaser – Universität Bonn
 - [18] Earl, Caroline; Hilton, Paul; Blackburn, Jon; O’Neil, Bill: A compapative study of 3D laser surface modification an the humping phenomena. In: ICALEO 2011: Paper 902
 - [19] Schmidt, Michael: Multi-Physical Modeling of Laser Material Processing Process Analysis and Optimization In: FiSC 2012 - International Laser Symposium Fiber & Disc: 2012, Universität Erlangen-Nürnberg
 - [20] Löschner, Udo: Untersuchungen zum Hochgeschwindigkeitslaserschweißen mit brillanter Laserstrahlung In: IWKM 2012:Lasertechnik / Photonik, Nr. 2, 2012, S. 33 - 38 - ISSN 1437-7624
 - [21] Wohlfahrt, H.: Simulation der Vorgänge im Schmelzbad beim Laserstrahlschweißen zur Voraussage von Nahtausbildung, Gefüge, Verzug und Schweißbeigenspannungen: Technische Universität Braunschweig
 - [22] Marco Holzer: Diodenlaser für industrielle Anwendungen In: IWS Diodenlaserworkshop: Dresden, 27. März 2012
 - [23] Kawahito, Yousuke; Mizutani Masami; Katayama, Seiji: Investigations of Higt-Power Fiber Laser Welding Phenomena of Stainless Steel In: Transactions of JWRI, Vol.36 (2007), No.2
 - [24] Imhoff, Ralf; Ruhland, Danny; Glinka, Stefan; Zwick, Axel: Welding of fine grain structural steel with 8 kW Fiber Laser In: 4ht International Workshop on Fiber Lasers: November 5 and 6, 2008, Fraunhofer IWS Dresden
 - [25] Rominger, Volker: Formation mechanism of process instabilities and strategies to improve welding quality In: ICALEO 2012: Paper 1709
 - [26] Ream, Stan: High speed laser scanner welding for metallic fuel cell components In: 4ht International Workshop on Fiber Lasers: November 5 and 6, 2008, Fraunhofer IWS Dresden
 - [27] Kittel, Sonja: Welding with brillant lasers – prospects and limitations for industrial applications In: 4ht International Workshop on Fiber Lasers: November 5 and 6, 2008, Fraunhofer IWS Dresden

-
- [28] Cho, Min Hyun; Farson, Dave F.: Understanding Bead Hump Formation in Gas Metal Arc Welding Using a Numerical Simulation In: The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2007, DOI: 10.1007/s11663-007-9034-5
- [29] Arata, Yoshiaki; Matsuda, Fukuhisa; Murakami, Takashi: Some Dynamic Aspects of Weld Metal in Electron Beam Welding In: Transactions of JWRI, Vol.2 (1973), No.2
- [30] Berger, Peter: Modellierung des Laserstrahlschweißens Ein Weg zum Prozessverständnis - LTJ April 2007 Nr. 2 - Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2007
- [31] Berger, Peter; Hügel, Helmut; Hess, Axel; Weber, Rudolf; Graf, Thomas: Understanding of Humping Based on Conservation of Volume Flow In: LiM 2011: Physics Procedia 12 (2011) 232–240
- [32] Füssel, Uwe - Mitschrift beim 5. SFI Absolvententreffen, TU Dresden
- [33] Soderstrom, E.; Mendez, P.: Humping mechanisms present in high speed welding URL: <http://www.ingentaconnect.com/content/maney/stwj/2006/00000011/00000005/art00013>, verfügbar am 23.06.2013
- [34] Wei, P. S.; Chuang, K. C.; Ku, J. S.; DebRoy, T.: Mechanisms of Spiking and Humping in Keyhole Welding: IEEE transactions on components, packaging and manufacturing technology, Vol. 2, No. 3, March 2012, S 383 - 394
- [35] Neumann, S.; Seefeld, T.: Humping in single mode laser beam welding of different materials: Lasers in Manufacturing (LIM09) eds.: A. Ostendorf, T. Graf, D. Petring, A. Otto, F. Vollertsen. AT-Fachverlag Stuttgart (2009) 9-14
- [36] Pang, Shengyong; Hirano, Koji; Fabbro, Remy; Jiang, Tao : Modelling keyhole and weld pool dynamics of laser welding under variable ambient pressure In: ICALEO 2012, Paper 1906
- [37] Norm DIN 50125, Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben
- [38] Wegst, Claus: Stahlschlüssel Taschenbuch: Wissenswertes über Stähle - 19. Aufl. – Marbach am Neckar: Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, 2001
- [39] ThyssenKrupp materials international GmbH: Werkstoffblatt TK 1.4301 : Nicht-rostender austenitischer Stahl TK 1.4301: 01/2007
- [40] Salzgitter Flachstahl GmbH: 22MnB5 Vergütungsstahl, borlegiert 07/07
- [41] Hahn, Frank: Begleitmaterial zur Vorlesung Werkstofftechnik: Studiengang Maschinenbau- Mittweida : 2006
- [42] ThyssenKrupp Steel AG: Mangan-Bos-Stähle MBW zum Warmformhärten: Für höchste Festigkeiten: 08/2008
- [43] Seyffarth, Peter; Kuschner, Gert: Schweiß-ZTU-Schaubilder - 1. Aufl. - Berlin: VEB Verlag Technik, 1982

-
- [44] Armstrong, R.E.: Control of spiking in partial penetration electron beam welds, Weld Journal, vol. 49, no. 8, Oct. 1970, pp. 382-388
 - [45] Wei, P.S.; Ho, C.Y.: Beam focusing characteristics effect on energy reflection and absorption in a drilling or welding cavity of paraboloid of revolution: Int. J. Heat Mass Transf., vol. 41, no. 21 (1998), pp. 3299–3308
 - [46] Nölle und Nordhorn GmbH: Armaturen und Zubehör Katalog: 2013
 - [47] Dillinger, Josef: Fachkunde Metall - 56. Aufl. – Haan-Gruiten: Verlag Europa Lehrmittel, 2010
 - [48] Norm DIN EN ISO 13919-1, Elektronen- und Laserstrahl-Schweißverbindungen Leitfaden für die Bewertungsgruppen für Unregelmäßigkeiten – Teil 1: Stahl
 - [49] TRUMPF GmbH + Co. KG: Schneiden auf Abstand In: ATZ produktion: 3. Jahrgang 02/2010
 - [50] Neumann, S.; Seefeld, T.: Schweißnahtqualität und Anwendungspotential beim Remote-Welding mit hoher Leistung: Schlussbericht für den Zeitraum: 01.08.2004 - 31.07.2006: Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH
 - [51] Bremer Institut für angewandte Strahltechnik GmbH: Laserschweißen unter Einstrahlwinkel und Schutzgas Präsentation: 2006
 - [52] Norm DIN EN ISO 9015-2, Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen – Härteprüfung – Teil 2: Mikrohärteprüfung an Schweißverbindungen
 - [53] Norm DIN EN ISO 6892-1, Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur

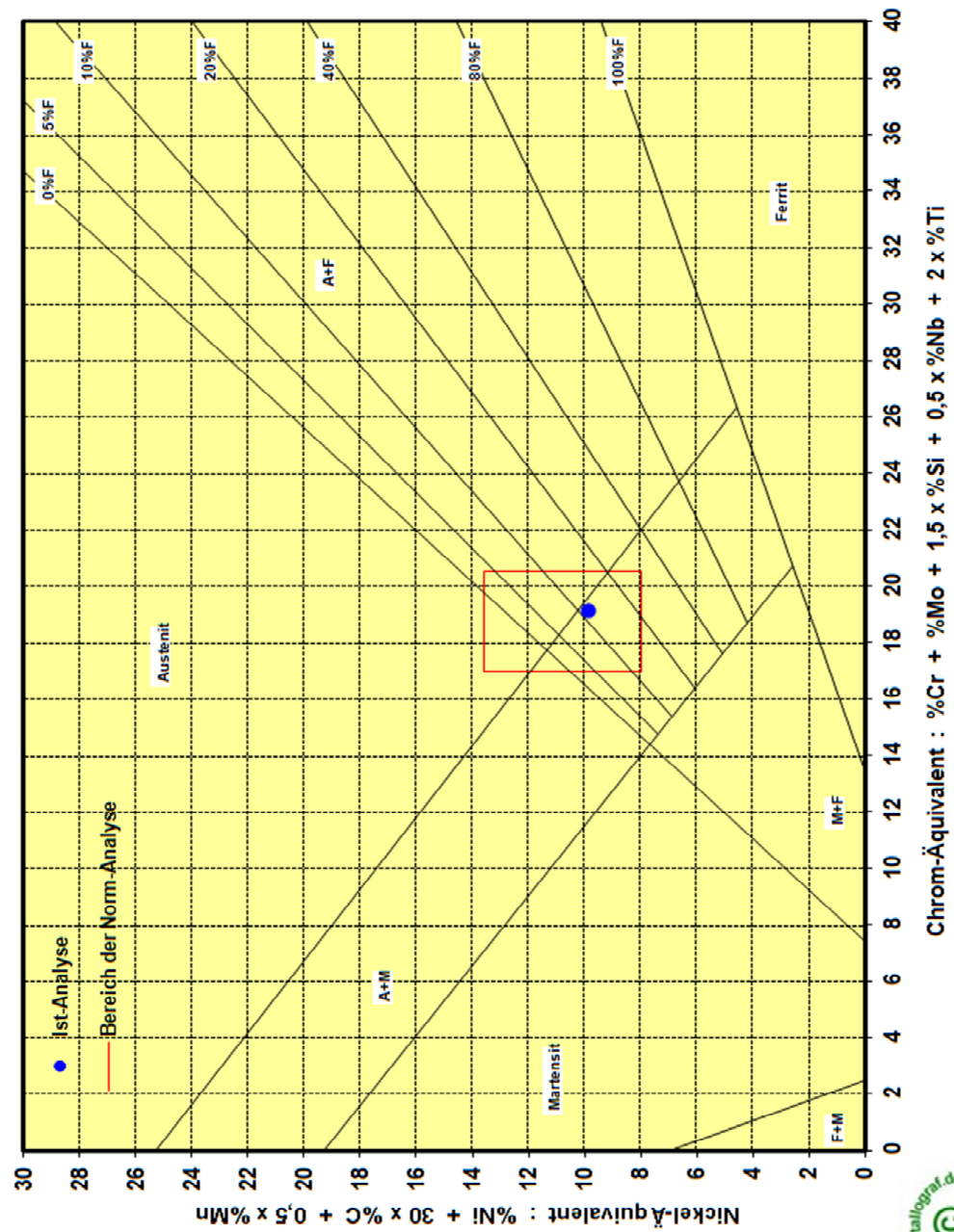
Anlagen

Anlage I: Schaeffler Diagramm des Werkstoffes X5CrNi18-10

Mögliche Gefügebestandteile nach dem Schaeffler Diagramm 22MnB5			
Formeln für Berechnung :	Chrom-Äquivalent = $\%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb + 2 \times \%Ti$ Nickel-Äquivalent = $\%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn$		
Freie Eingabefelder :	Hellblau hinterlegte Zellen		
Werkstoffnummer / Charge	22MnB5		
Besonderheiten			
Zusammensetzung	Ist-Analyse	Bereich der Norm-Analyse	
	%	Min. %	Max. %
Kohlenstoff - C	0,230	0,000	0,030
Silizium - Si	0,250	0,000	1,000
Mangan - Mn	1,300	0,000	2,000
Chrom - Cr	0,150	17,500	19,500
Molybdän - Mo	0,100	0,000	0,000
Nickel - Ni	0,100	8,000	10,000
Niob - Nb	0,035	0,000	0,000
Titan - Ti		0,000	0,000
Berechnete Äquivalente	Ist-Analyse	Bereich der Norm-Analyse	
		Min.	Max.
Nickel-Äquivalent	7,65	8,00	11,90
Chrom-Äquivalent	0,64	17,50	21,00

Ausdrucken

Soll- Werkstoff: X5CrNi18-10



Selbstständigkeitserklärung

Hiermit erkläre ich, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig und nur unter Verwendung der angegebenen Literatur und Hilfsmittel angefertigt habe.

Stellen, die wörtlich oder sinngemäß aus Quellen entnommen wurden, sind als solche kenntlich gemacht.

Diese Arbeit wurde in gleicher oder ähnlicher Form noch keiner anderen Prüfungsbehörde vorgelegt.

Mittweida, den 28. Juni 2013

Sascha Schwind